



Modélisation tribo-physique de la coupe des composites FRP : Approches numérique et expérimentale

Aymen Ben Soussia

► To cite this version:

Aymen Ben Soussia. Modélisation tribo-physique de la coupe des composites FRP : Approches numérique et expérimentale. Génie mécanique [physics.class-ph]. Ecole nationale supérieure d'arts et métiers - ENSAM, 2014. Français. NNT : 2014ENAM0019 . tel-01366753

HAL Id: tel-01366753

<https://pastel.archives-ouvertes.fr/tel-01366753>

Submitted on 15 Sep 2016

HAL is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.

École doctorale n° 432 : Science des Métiers de l'ingénieur

Doctorat ParisTech

T H È S E

pour obtenir le grade de docteur délivré par

l'École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers

Spécialité “ Génie Mécanique – Procédés de Fabrication ”

présentée et soutenue publiquement par

Aymen BEN SOUSSIA

le 27 juin 2014

**Modélisation tribo-physique de la coupe des composites FRP :
Approches numérique et expérimentale**

Directeur de thèse : **Mohamed EL MANSORI**

Co-encadrement de la thèse : **Ali MKADDEM**

Jury

M. Laurent DUBAR, Professeur des Universités, TEMPO EA 4542, Université de Valenciennes

M. Frédéric JACQUEMIN, Professeur des Universités, GeM UMR CNRS 6183, Université de Nantes

M. Hervé PELLETIER, Professeur des Universités, UPR 22 CNRS, ICS – INSA de Strasbourg

M. Mohamed EL MANSORI, Professeur des Universités, MSMP, Arts et Métiers ParisTech

M. Frédéric LACHAUD, Professeur des Universités, ISAE – ICA, Université de Toulouse

M. Ali MKADDEM, Maître de Conférences – HDR, MSMP, Arts et Métiers ParisTech

Président

Rapporteur

Rapporteur

Examineur

Examineur

Examineur

**T
H
È
S
E**

Remerciements

Ce travail a été effectué au laboratoire "Mechanics, Surfaces and Materials Processing", unité de recherche associée à l'École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers ParisTech. Le financement a été assuré par l'école doctorale "Sciences des Métiers de l'Ingénieur ParisTech".

Je tiens tout d'abord à remercier chaleureusement messieurs Mohamed El Mansori, Professeur des Universités à Arts et Métiers ParisTech, et M. Ali Mkdadem, Maître de Conférences à Arts et Métiers ParisTech, qui m'ont fait l'honneur de diriger cette thèse. Je les remercie pour la confiance qu'ils m'ont accordé ainsi que pour les conseils avisés et la connaissance qu'ils ont su me transmettre.

J'adresse mes plus sincères remerciements aux membres du jury :

Messieurs Frédéric Jacquemin, Professeur des Universités de l'Université de Nantes, et Hervé Pelletier, Professeur des Universités de l'INSA de Strasbourg, pour le temps qu'ils ont consacré à lire et à commenter mon rapport de thèse.

Messieurs Laurent DUBAR, Professeur des Universités de l'Université de Valenciennes, et M. Frédéric LACHAUD, Professeur des Universités de l'Université de Toulouse, d'avoir accepté d'examiner ce travail.

Que l'ensemble du personnel administratif et technique d'Arts Métiers ParisTech, campus de Châlons-en-Champagne, trouve ici l'expression de ma reconnaissance pour les conditions saines de travail qu'il m'a offert. Un merci particulier à M. Julien Voisin, M. Joël Dlewaque et M. Cédric Person qui ont considérablement contribué à la mise en place du dispositif expérimental. Je suis très reconnaissant à Mme Catherine Revel qui facilite la vie au quotidien.

Avec beaucoup d'égard je remercie Mme Laurence Fouilland pour son aide en observations microscopiques. Mes remerciements vont également aux doctorants et aux post-doctorants à MSMF pour l'ambiance et les conseils pertinents issus de nombreuses discussions sur ce travail.

Un grand merci à ma famille et plus particulièrement à mes parents pour leur soutien inconditionnel. Finalement, c'est avec beaucoup d'émotions que je remercie ma jeune mariée, Mejda, qui m'a soutenu tout au long de ces années. C'était ensemble que nous avons passé cette épreuve, et c'est ensemble que nous continuons notre chemin...

Table des matières

Introduction générale 1

Chapitre I

Usinage des matériaux composites : Un état de l'art 5

1 Introduction	6
2 Approches expérimentales	6
2.1 La coupe orthogonale	6
2.2 Le tournage	7
2.3 Le fraisage	10
2.4 Le perçage	12
2.4.1 Géométrie et matériau de coupe	12
2.4.2 Paramètres de coupe	14
2.4.3 Qualité des perçages	16
2.5 Formation du "copeau" en usinage des composites	18
2.5.1 Morphologie du copeau	18
2.5.2 Mécanismes dominants la formation du "copeau"	20
2.6 Efforts de coupe	22
3 Approches analytiques	24
3.1 Modèle D'Everstine et Rogers (1971)	25
3.2 Modèle de Takeyama et Lijima (1988)	25
3.3 Modèle de Bhatnagar (1995)	26
3.4 Modèle de Pwu et Hocheng (1998)	27
3.5 Modèle de Zhang et al. (2001)	27
3.6 Modèle de Jahromi et al. (2010)	28
3.7 Modèle de Gururaja et al. (2010)	31
4 Approches numériques	32
4.1 Méthodes numériques	32
4.1.1 Méthodes des éléments discrets	32
4.1.2 Approche eulérienne	33
4.1.3 Approche lagrangienne	33
4.1.4 Approche ALE	33
4.2 Modélisation de l'opération de coupe	34
4.2.1 Modélisation de l'outil	34
4.2.2 Modélisation de la pièce	34
4.2.3 Gestion de contact	39
5 Conclusion	41

Chapitre II

Etude expérimentale des composites : Caractérisation du comportement mécanique, tribologique et de coupe 43

1 Introduction	44
2 Caractérisation mécanique : préparation des éprouvettes d'essai	44
2.1 Propriétés du pré-imprégné	44
2.2 Dispositif d'élaboration : presse pneumatique	45
2.3 Caractérisation mécanique	46
2.3.1 Essais standards	46
2.3.2 Essais de rupture : "Compact Tension CT" et "Compact Compression CC"	48

3 Caractérisation tribologique	50
3.1 Avant-propos	50
3.2 Caractérisation du frottement " <i>apparent</i> "	51
3.2.1 Protocole expérimental : dispositif instrumenté	51
3.2.2 Résultats	53
3.3 Caractérisation du frottement " <i>adhésif</i> "	55
3.3.1 Protocole expérimental	55
3.3.2 Résultats	56
4 Caractérisation de la coupe	58
4.1 Démarche d'étude	58
4.2 Plan d'essai	58
4.3 Résultats et discussion	60
4.3.1 Processus d'enlèvement de matière (MRP)	60
4.3.2 Efforts de coupe	63
5 Analyse de l'usure des outils	67
5.1 Plans d'essais	67
5.2 Résultats des expertises	68
5.2.1 1 ^{ère} série d'essais : Influence de l'orientation des fibres	68
5.2.2 2 ^{ème} série d'essais : Influence de type de revêtement	69
6 Conclusion	71

Chapitre III

Modélisation de la coupe des composites : Une approche de couplage Elasticité-Endommagement progressif-Rupture **73**

1 Introduction	74
2 Echelle de modélisation	74
2.1 Echelle micromécanique	75
2.2 Echelle mesoscopique	75
2.3 Echelle macro-mécanique	76
2.4 Choix de l'échelle de modélisation	76
3 Schéma d'intégration et description du mouvement	77
3.1 Schéma d'intégration	77
3.2 Description du mouvement	77
4 Loi de comportement du pli	78
4.1 Calcul des déformations et des contraintes non-endommagées	78
4.2 Comportement non linéaire endommageable	80
5 Approche de couplage élasticité-rupture-endommagement	82
5.1 Concept de l'endommagement progressif	82
5.1.1 Modèle d'endommagement pour une rupture sous chargement longitudinal	83
5.1.2 Modèle d'endommagement pour une rupture en cisaillement plan	86
5.1.3 Modèle d'endommagement pour une rupture en chargement transverse	89
5.2 Indépendance au maillage : l'artifice de la "longueur caractéristique"	95
5.3 Dégradation de la rigidité du matériau	97
5.4 Algorithme de couplage	97
5.5 Validation du modèle sur un seul élément	99
5.6 Validation sur des essais standards	101
6 Conclusion	103

Chapitre IV

Simulation de la coupe des composites :

Aperçu des résultats, Fiabilité de l'approche proposée 105

1 Introduction	106
2 Indépendance de la solution à la taille de l'élément	107
3 Modèle de coupe	108
3.1 Géométrie et conditions aux limites	108
3.2 Comportement mécanique et maillage	109
3.2.1 Outil	109
3.2.2 Pièce	110
3.2.3 Gestion de contact à l'interface outil-pièce	111
4 Résultats et discussions	114
4.1 Mécanismes de formation du copeau	114
4.1.1 Influence de la nature de la fibre	114
4.1.2 Influence de l'orientation des fibres	117
4.2 Efforts de coupe : fiabilité des prédictions	119
4.3 Analyse de l'endommagement	121
5 Conclusion	123

Conclusions générale et Perspectives 124

1 Conclusion générale	125
1.1 Géométrie et conditions aux limites	125
1.2 Comportement mécanique et maillage	126
2 Perspectives	127

Références 128

Nomenclature

AFM	Atomic Force Microscope
ARS	Aciers Rapides Supérieurs
CMP	Composites à matrice polymère
CFRP	Carbon Fiber Reinforced Polymer
CBN	Cubic Boron Nitride
CC	Compact Compression
CCD	Charged Coupled Device
CCO	Configuration de Coupe Orthogonale
CT	Compact Tension
CVD	Chemical Vapor Deposition
EC	Éléments Cohésifs
GFRP	Glass Fiber Reinforced Polymer
MD	Multidirectionnel
MEB	Microscope Electronique à Balayage
MED	Méthode des Éléments Discrets
MEF	Méthode des Éléments Finis
MHE	Matériau Homogène Equivalent
MMC	Mécanique des Milieux Continus
MRP	Material Removal Process
PCD	Diamant Polycristallin
PVD	Physical Vapor Deposition
QST	Quick-Stop Test
TT	Test Tribologique
UD	Unidirectionnel
UGV	Usinage Grande Vitesse
VCCT	Virtual Crack Closure Technique
VCEM	Virtual Crack Extension Method
VER	Volume Élémentaire Représentatif

Introduction Générale

Ces dernières décennies, l'utilisation des matériaux composites à matrice polymère (CMP) a nettement augmentée, en particulier, dans le domaine de l'aéronautique, l'automobile et l'énergie. Leurs propriétés spécifiques traduites par un excellent rapport masse-rigidité (propriétés élastiques, résistance à la corrosion, résistance à la fatigue, etc.) ont permis d'alléger significativement les structures dans le souci de réduire les consommations énergétiques et de favoriser les ensembles propres. Ils constituent aujourd'hui les meilleurs substituts aux alliages métalliques.

L'essor de ces matériaux dans de nombreux domaines d'activités et leur utilisation sans cesse croissante est le fruit de développements à la fois scientifiques et techniques. Dans un contexte d'exigences économiques et environnementales de plus en plus sévères, la mise en forme de ces matériaux présente encore des challenges pour minimiser le coût de fabrication et améliorer la qualité du produit fini :

- la plupart des procédés de mise en œuvre des composites conservent un caractère artisanal. Dans plusieurs cas, les défauts de fabrication sont non maîtrisés alors que le prix de la matière première est en augmentation continue, et constitue un réel défi vis-à-vis de la compétitivité des CMP ;
- les procédés de mise en forme usuels tels que l'injection, le moulage et la projection simultanée permettent d'obtenir souvent la forme finale du produit. Toutefois, les bavures et les défauts géométriques résultants de ces procédés sont inadmissibles dans certains domaines d'applications tels que l'aéronautique où les normes sont de plus en plus rigoureuses ;
- le recours aux opérations de coupe devient inévitable pour réaliser des pièces à forte valeur ajoutée au coût unitaire très élevé, de forme très complexe et de tailles de plus en plus imposantes. Cependant, la maîtrise du processus d'enlèvement de matière présente encore divers verrous à différentes échelles : intégrité de surface finie, endommagements induits, conditions à l'interface, etc.

Outre les endommagements surfaciques et volumiques induits, le mauvais contrôle du processus d'enlèvement de matière est responsable d'usure prématurée de l'outil. Ceci altère inévitablement les propriétés mécaniques des pièces usinées et, par conséquent, leur tenue en service. Les défauts de coupe compliquent également l'assemblage (collage, rivetage, etc.) des pièces usinées dont les surfaces finies sont non conformes. Les propriétés particulières associées aux matériaux composites telles que l'hétérogénéité, l'anisotropie et l'écart entre les conductivités thermiques des phases constituantes complique davantage le choix du couple outil-matière. Les phénomènes générés (délaminage fibre-matrice, décohésion inter-plis, fusion de la matrice, fissuration, etc.) pendant la coupe sont alors par nature multiphysiques. Il était ainsi primordial d'étudier les différents phénomènes mis en jeu afin de mieux cerner le processus d'enlèvement de matière.

Malgré les éléments de réponse apportés par la littérature abondante aux différentes interrogations associées à la mise en forme des CMP, de nombreux verrous restent d'actualité et nécessitent des réflexions plus approfondies pour pouvoir les résoudre d'une façon rationnelle. Les chercheurs ont proposé diverses techniques, moyens d'instrumentations et modèles de coupe afin d'identifier la stratégie la plus pertinente à la compréhension et la maîtrise du processus d'enlèvement de matière, sans pour autant réussir à mettre en place des standards

normalisés et généralisés. Les industriels sont encore en phase d'expertise pour acquérir des compétences réelles en matière d'usinage de ces matériaux.

L'amélioration du processus d'enlèvement de matière des CMP passe essentiellement par une meilleure sélection d'outils de coupe et une maîtrise des conditions opératoires. Les fournisseurs ont proposé des gammes d'outils innovantes, mais leur durée de vie reste relativement faible, conduisant ainsi à des surcoûts d'exploitation. Malgré la capacité de l'approche expérimentale à reproduire les conditions réelles de coupe, elle reste difficile à mettre en place : la multitude des paramètres influents, le fort contraste entre les propriétés des phases constitutives et la grande variété des séquences d'empilement exige des plans d'essais laborieux et onéreux en développement, en instrumentation, et en traitement des résultats. Par ailleurs, les coûts peuvent être rapidement amortis si l'expérience est conjuguée avec l'approche numérique. Cette dernière a démontré sa fiabilité à expliquer les mécanismes générés par calage à l'essai instrumenté.

Dans ce contexte, deux projets de thèses ont été conduits au sein du laboratoire MSMP. La première thèse [P. Ghidossi, *Contribution à l'étude de l'effet d'usinage d'éprouvettes en composites à matrice polymère sur leur réponse mécanique*, déc. 2003] repose sur une approche purement expérimentale. L'objectif d'étude était de corréliser l'intégrité structurelle des composites usinés aux conditions de coupe au moyen d'essais normalisés. La deuxième thèse [L. Lasri, *Modélisation macro-mécanique et micromécanique de l'usinage des composites à matrice polymère et fibres longues*, déc. 2009] a plutôt consisté en une tentative purement numérique pour modéliser les mécanismes de formation du "copeau" en coupe orthogonale. L'étude a été restreinte aux cas bidimensionnels et aux composites typiquement unidirectionnels. La modélisation développée utilise une vitesse de coupe relativement inférieure aux vitesses réellement utilisées. Ceci a permis de justifier les hypothèses entreprises : effets de viscosité et de génération de chaleur négligés. Le comportement du matériau et la tribologie de contact ont été modélisés par des formulations "simplistes" utilisant des propriétés physiques issues de la littérature.

Le présent travail constitue la suite logique des deux précédentes thèses réalisées au laboratoire MSMP. Il consiste à établir une approche plus fondamentale pour modéliser le plus fidèlement possible le processus d'enlèvement de matière et les endommagements induits par la coupe. A la différence des deux thèses précitées, la nouvelle démarche conjugue en toute complémentarité l'approche expérimentale traduite par l'essai instrumenté et le modèle éléments finis par l'intermédiaire d'un couplage multiphysique fort. La formulation du couplage des phénomènes élémentaires mis en jeu (rupture des phases, propriétés de contact à l'interface outil-pièce, mécanismes de formation du "copeau", etc.) a été développée à la lumière des mesures et d'observations multiéchelles fines conduites dans le cadre de ce travail. Le modèle numérique proposé est tridimensionnel et représentatif des phénomènes et des conditions réelles de coupe (vitesse réelle d'essai, propriétés de contact, modes de rupture). L'approche de couplage présente l'avantage de contrôler pertinemment le frottement à l'interface outil-matière, et d'étudier son influence sur les mécanismes de formation du "copeau".

Le premier chapitre succédant à la présente introduction constitue une analyse à la fois exhaustive et synthétique des avancées techniques et scientifiques traitant l'usinage conventionnel des CMP. L'inadéquation des transpositions des méthodes et techniques forgées associées aux alliages métalliques pour les composites à fibres longues a été particulièrement

discutée. Les modèles numériques et analytiques développés dans le cadre de la coupe orthogonale sont présentés et critiqués. Les difficultés et interrogations d'actualité et les améliorations fondamentales en matière de modélisation numérique de la coupe ont été explicitement soulignées.

Le deuxième chapitre porte sur une caractérisation expérimentale fine et multiéchelles des propriétés mécaniques, tribologiques et de coupe des CMP. Plusieurs dispositifs d'instrumentations ont été mis au point pour dégager les principaux phénomènes mis en jeu par le processus d'enlèvement de matière. Les propriétés élastiques et les énergies de rupture des phases constituantes des matériaux composites étudiés ont été respectivement déterminées par des essais normalisés. Beaucoup d'attention a été prêtée à l'identification des différentes quantités de frottement et aux phénomènes d'usure. Des essais tribologiques, reproduisant les conditions opératoires, ont permis d'établir des lois de frottement généralisées devant ensuite servir à contrôler les conditions de contact dans le modèle éléments finis.

Le troisième chapitre détaille l'approche de couplage "élasticité-endommagement-rupture" proposée pour le modèle numérique de coupe des composites unidirectionnels et stratifiés. La nouvelle approche est basée sur le concept de l'endommagement progressif et de l'élasticité non linéaire pour une description plus réaliste du comportement des composites en coupe. L'accent a été mis sur le choix pertinent des critères de rupture afin de pouvoir reproduire les mécanismes réels de fissuration élucidés par observations au deuxième chapitre. La fiabilité de la routine VUMAT a été ensuite testée sur des essais normalisés. La capacité à reproduire la trajectoire et la position de la fissure ainsi que l'indépendance entre la solution et la taille de l'élément-fini utilisé sont particulièrement vérifiées.

L'apport de la méthode des éléments finis à la compréhension des mécanismes de coupe a fait l'objet du dernier chapitre. Les spécificités et les différentes hypothèses émises pour construire le modèle de coupe proposé sont alors détaillées. La capacité du modèle de couplage à simuler le processus d'enlèvement de matière et la morphologie du "*copeau*" en corrélation avec le type et l'orientation des fibres a été discutée en détails. La comparaison des résultats de simulation aux résultats expérimentaux ont montré une assez bonne précision des prédictions. La faculté de l'approche numérique proposée à prédire les efforts de coupe et l'évolution de l'endommagement a été également analysée par référence aux mesures.

Les conclusions générales et les perspectives qui découlent de différents chapitres clôturent ce mémoire.

Chapitre I

Usinage des matériaux composites : Un état de l'art

1 Introduction

Ce chapitre est consacré aux différentes approches adoptées pour étudier la coupe des composites à matrice polymère (CMP). La première partie est dédiée à l'approche expérimentale en usinage des composites. Le processus d'enlèvement de matière (Material Removal Process MRP) est particulièrement analysé par analogie à la coupe des métaux. Dans cette partie, on adresse une synthèse des observations de la littérature associée aux composites à fibres de carbone (CFRP), aux composites à fibres de verre (GFRP) et aux composites à fibres d'Aramide (AFRP). Les différents modèles analytiques développés dans le cadre de la coupe orthogonale font l'objet de la deuxième partie. La dernière partie a été consacrée à la modélisation numérique de l'usinage des CMP. Les hypothèses émises pour construire les différents modèles numériques et analytiques sont notamment discutées.

2 Approches expérimentales

Depuis les années 80, plusieurs études expérimentales de l'usinage des CMP ont été conduites. Elles s'adressent aux opérations d'usinage standards et plus particulièrement à la configuration de coupe orthogonale. L'avantage de cette approche par rapport aux méthodes de coupe industrielles réside dans la possibilité qu'elle offre à étudier les phénomènes réels mis en jeu lors de la coupe.

La littérature s'est largement intéressée aux différentes opérations d'usinage. On adresse ici une synthèse des points majeurs abordés dans chacune d'opérations conventionnelles y compris la configuration de coupe orthogonale.

2.1 La coupe orthogonale

La configuration de coupe orthogonale (CCO) est un cas particulier d'une géométrie de coupe (Figure 1.1). Elle est respectée si la matière est usinée par une seule arête rectiligne perpendiculaire à la direction donnée par la vitesse de coupe et la vitesse d'avance de l'outil.

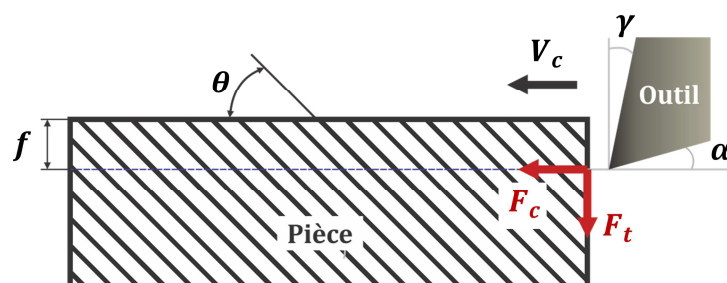


Figure 1.1. Schéma représentatif de la coupe orthogonale.

En pratique elle est rarement utilisée, néanmoins, elle fait intervenir les phénomènes physiques de base présents lors d'une opération de coupe des CMP à savoir le délaminage, la fissuration

sub-surfacique, la décohésion à l'interface fibre-matrice, le frottement au contact outil-matière, etc. La coupe orthogonale est largement utilisée par les scientifiques dans la littérature car elle permet de dissocier les mécanismes élémentaires en usinage (ex. formation de copeau), d'accéder aux données expérimentales, et donc de simplifier la modélisation analytique et numérique.

2.2 Le tournage

La majorité des études consacrées au tournage des composites cherchent à optimiser la géométrie de l'outil dans le but de réaliser l'opération avec le minimum d'énergie, le meilleur état de surface et la moindre usure de l'outil [San-89, Kim-92, An-97, Rah-99, Sre-00, Fer-01, Dav-03c, Dav-05b, Cha-06, Pal-07, Kin-10].

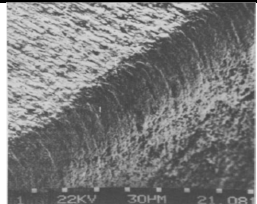
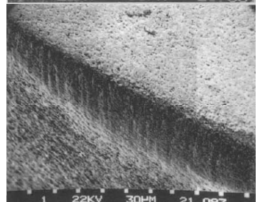
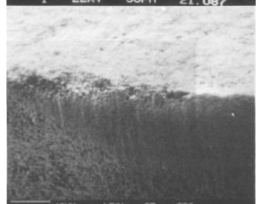
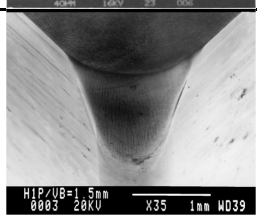
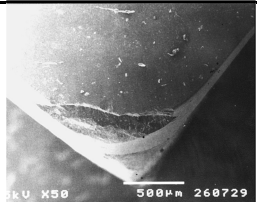
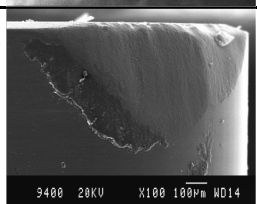
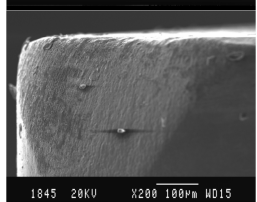
Santhanakrishnan et al. [San-88, San-92] ont réalisé des essais de tournage sur des composites avec différents types de fibres i.e. fibres de carbone, fibres de verre, fibres d'aramide. Ils ont analysé le mécanisme d'enlèvement de matière, l'état de surface obtenue, les efforts de coupe ainsi que l'usure sur des nuances de carbure non revêtu de type K20 et P20, et une nuance de carbure revêtu TiC. La profondeur de passe (a_p), la vitesse de coupe (V_c) et l'avance (f) utilisées varient respectivement dans les intervalles $1 - 1.5 \text{ mm}$, $11 - 200 \text{ m min}^{-1}$ et $0.025 - 0.1 \text{ mm tr}^{-1}$.

Les auteurs ont souligné que le "copeau" est formé par la combinaison de plusieurs fissurations accompagnées de déformations plastiques. La flexion, le cisaillement à l'interface des plis et la rupture brusque des fibres semblent être les mécanismes prépondérants dans le processus d'enlèvement de matière. Dans le cas du composite à fibres d'aramide connues par leur ductilité relative, la déformation plastique domine la rupture qui se produit sans chargement en flexion des fibres. En revanche, la flexion provoque une rupture fragile par cisaillement dans le cas des fibres de carbone et de verre potentiellement plus fragiles que l'aramide. Le meilleur état de surface a été obtenu sur les pièces en fibres de carbone à faibles orientations des fibres par rapport à la direction de coupe. Selon les auteurs, la qualité de surface finie est proportionnelle aux propriétés (ex. rigidité) et à l'orientation des fibres.

D'après Santhanakrishnan et al. [San-88, San-92], les fibres de carbone subissent un écrasement sous la pointe de l'outil avec une déformation plastique infime en tournage. L'arrachement et la décohésion de l'interface fibre-matrice sont alors mineurs. Cela explique la texture relativement uniforme des surfaces générées. Les pièces en fibres d'aramides présentent un mauvais état de surface dû au délaminage qui résulte de la nature ductile de l'aramide. Les efforts de coupe les plus élevés ont été enregistrés en tournage du composite à fibres de Kevlar. Ce résultat a été expliqué par la ténacité élevée du Kevlar comparée à celles du Carbone et du Verre. Cependant, le Carbone possède la dureté la plus élevée se traduisant en partie par des efforts d'avance plus importants. Les auteurs [San-88, San-92] recommandent une vitesse de coupe maximale de 100 m min^{-1} pour les trois types de composites étudiés. Cette vitesse permet de minimiser les efforts et la pression spécifique de coupe. La performance des outils utilisés dans cette étude a été examinée quant à la résistance à l'usure et aux efforts de coupe développés. L'analyse des résultats a démontré que l'outil de type P20 a la meilleure performance. Le [Tableau 1.1](#) résume les formes d'usure observées sur les différents outils utilisés par Santhanakrishnan et al. [San-88].

Tableau 1.1

Formes d'usures sur différents outils en tournage des CMP.

Référence	Outil	Matériau	Usure
Santhanakrishnan et al. [San-88, San-92]	P20	CFRP	
	P30	CFRP	
	K20	CFRP	
Ferreira et al. [Fer-99]	K10	CFRP	
Sreejith et al. [Sre-00]	PCD	CFRP	
Adam Khan et al. [Ada-11]	Céramique ($\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Ti}[\text{C},\text{N}]$)	GFRP	
	Céramique ($\text{Al}_2\text{O}_3/\text{SiCw}$)	GFRP	

Davim et al. [Dav-03c] se sont intéressés à l'usinabilité du polytheretherketone. Ils ont étudié l'influence du renfort en aramide sur les efforts de coupe, la pression spécifique de coupe et la morphologie de la surface usinée. Des essais de tournage ont été alors réalisés moyennant un outil diamant polycristallin (PCD) et différents paramètres de coupe. Les efforts de coupe diminuent en augmentant la vitesse de coupe et l'avance aussi bien pour le polytheretherketone seul que pour le polytheretherketone renforcé à fibres d'aramide. Cependant, la pression

spécifique de coupe semble augmenter sensiblement avec l'avance alors qu'elle chute en augmentant la vitesse de coupe. Comme attendu, les valeurs les plus faibles ont été enregistrées pour le polytheretherketone non renforcé. La qualité de surface est altérée par l'augmentation de la vitesse de coupe et l'avance bien qu'elle soit beaucoup plus sensible à l'avance.

Davim et al. [Dav-05b] ont étudié l'influence des paramètres de coupe sur le tournage du composite Verre/Polyester. Les auteurs ont adopté une méthode statistique pour établir un index d'usinabilité de ce composite. Les paramètres de coupe optimaux correspondent à une vitesse de coupe de 400 m min^{-1} et une vitesse d'avance de 0.1 mm tr^{-1} . Davim et al. [Dav-09] ont démontré l'effet considérable du renfort en fibres de verre sur l'usinabilité du polyamide (PA66). Les renforts engendrent à la fois une augmentation des efforts de coupe et une dégradation des performances de l'outil. Les outils PCD et carbure sans brise-copeau (K15) permettent d'obtenir les meilleurs états de surface en développant les efforts de coupe les plus bas comparés à l'outil CVD et carbure avec brise-copeau (K15-KF) (Figure 1.2).

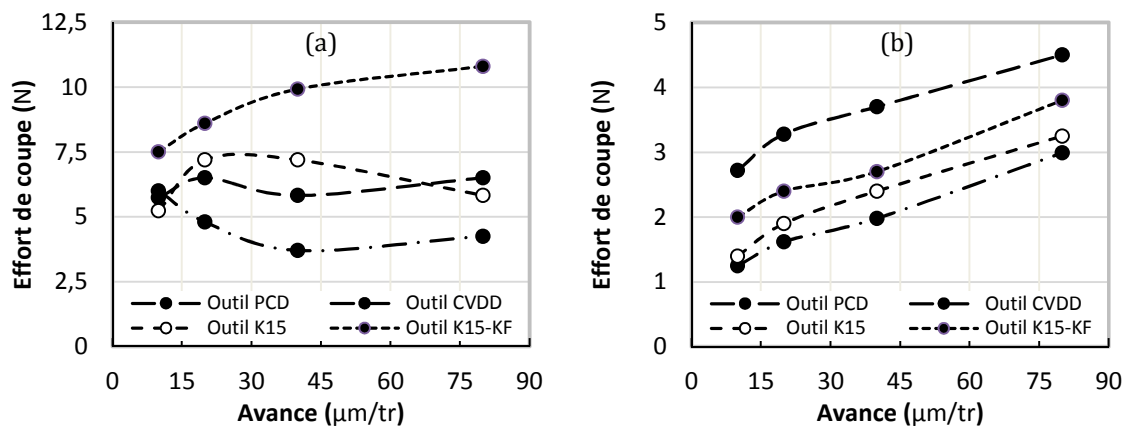


Figure 1.2. Variation de l'effort de coupe en fonction de l'avance [Dav-09].

(a) Polyamide PA66 (b) composite Verre/PA66.

Palanikumar et al. [Pal-08] ont étudié l'effet des conditions de coupe sur différents paramètres de rugosité (R_a , R_t , R_q , R_p et R_{3Z}). En utilisant l'approche des surfaces de réponse, ils ont pu corréliser les paramètres de coupe avec ceux de l'état de surface. L'augmentation des vitesses de coupe jusqu'à 200 m min^{-1} engendre une amélioration substantielle de l'état de surface. Au-delà de cette valeur, la vitesse de coupe n'a plus aucune influence sur l'état de la surface.

An et al. [An-97] ont réalisé des essais de tournage sur un GFRP en utilisant différentes géométries de coupe afin de sélectionner la meilleure nuance, i.e. géométrie et matériau de l'outil, permettant d'obtenir l'état de surface optimal. L'outil chanfreiné à base du diamant monocristallin a montré la meilleure performance se traduisant par des efforts minimaux et une surface finie de meilleure qualité. Les auteurs ont constaté la forte sensibilité de la rugosité aux caractéristiques de l'outil utilisé et la vitesse d'avance. La profondeur de passe et la vitesse de coupe semblent avoir une moindre influence sur la rugosité.

Chang [Cha-06] a étudié la sensibilité du comportement de coupe à la géométrie de l'outil. Deux outils carbure chanfreinés respectivement de type P et K et un outil diamant ont été utilisés. Ce dernier présente la meilleure résistance à l'usure. Grâce à sa dureté élevée, son faible coefficient de frottement et son excellente conductivité thermique, le diamant monocristallin constitue la solution la plus appropriée pour le tournage des composites. La géométrie chanfreinée permet de réduire la longueur de contact ce qui réduit les efforts et limite la localisation sévère de chaleur à l'interface. Le taux d'usure de l'outil est ainsi diminué et sa durée de vie est améliorée.

2.3 Le fraisage

Le nombre d'études consacrées au fraisage des CMP est très limité par rapport à ceux conduits sur le perçage ou le tournage. Les travaux se sont surtout penchés sur l'optimisation des conditions opératoires [Hoc-93, Dav-04b, Dav-05a, Bal-12, Sre-13] et la prédiction des efforts de coupe [She-07, Kal-10, Kar-12a, Kar-12b, Kar-13]. Par ailleurs, le délaminage a fait l'objet d'autres contributions [Hin-11].

Le modèle de Puw et al. [Puw-93] présenté plus loin (paragraphe 3) a été amélioré par Sheikh-Ahmed et al. [She-07] pour couvrir plusieurs orientations des fibres allant de 0° à 180° . Il a été ensuite adapté au cas du fraisage en modélisant l'action d'une seule dent sans tenir compte du rayon d'arête (Figure 1.3). Le nouveau modèle est assez pertinent quant à la prédiction des efforts dans des configurations de coupe de composites unidirectionnels (UD) plus ou moins simples. Toutefois, le modèle atteint ses limites dans les configurations de coupe complexes ex. fraisage des composites multidirectionnels. Le modèle ne tient pas compte de la vitesse de coupe puisque l'effet de la vitesse de déformation a été négligé.

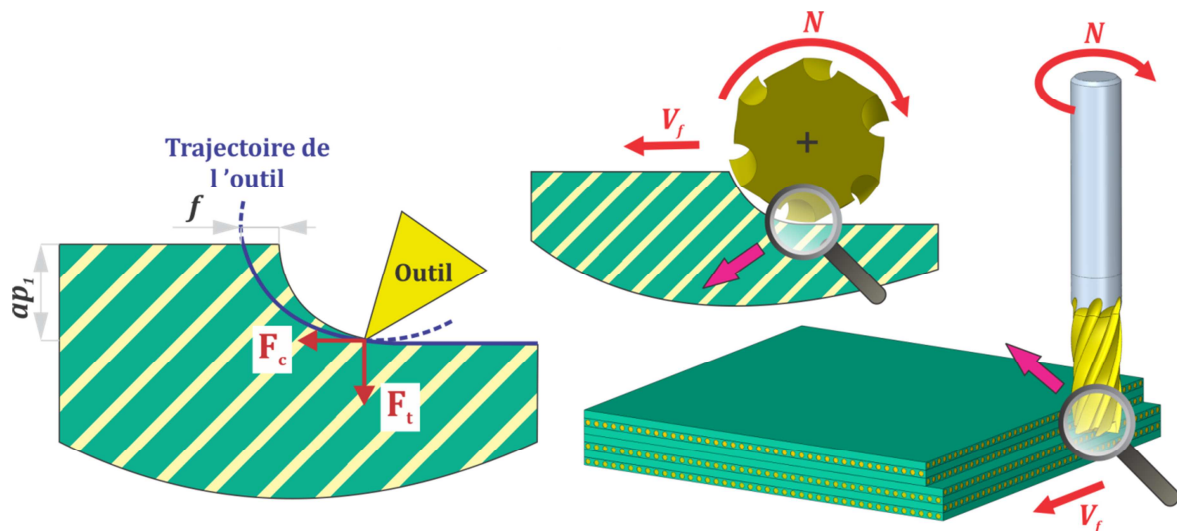


Figure 1.3. Schéma représentatif du fraisage des composites stratifiés.

En se basant sur des observations expérimentales, Kalla et al. [Kal-10] ont noté que l'angle entre la direction de coupe et celle des fibres (Figure 1.3) est le paramètre le plus influent sur la variation des efforts. En effet, le mécanisme de formation du "copeau" est fortement dépendant de ce paramètre. Les faibles orientations génèrent des copeaux "*semi-continus*" par compression et cisaillement des fibres. Ainsi, les efforts développés sont relativement réduits. Au-delà de 90° , le copeau formé par une rupture macroscopique accompagnée d'une sévère déformation hors plan de coupe est plutôt "*discontinu*". Dans ce cas, les bavures sont significatives et les efforts de coupe sont relativement élevés.

Hocheng et al. [Hoc-93] ont conduit une étude expérimentale sur les composites à fibres de Carbone. Ils ont constaté que le copeau est formé par une série de ruptures fragiles. Aucune trace de déformation plastique n'a été perçue. Les auteurs recommandent l'usinage dans une direction parallèle à l'orientation des fibres pour obtenir un bon état de surface. Cette configuration de coupe permet de générer des surfaces de meilleure qualité indépendamment des paramètres de coupe.

Davim et al. [Dav-04b] ont étudié l'impact de plusieurs paramètres de coupe sur le délaminage et les contraintes dimensionnelles lors d'une opération de surfacage de deux composites à fibres de verre. Ils ont pu discerner à travers cette étude l'effet prépondérant de la vitesse sur l'amplitude des efforts de coupe (Figure 1.4). Les vitesses d'avance élevées engendrent une augmentation des efforts de coupe ce qui affecte l'état de surface et induit des dégradations considérables dans la pièce usinée [Dav-04b, Sre-13]. Les vitesses de coupe excessives provoquent une montée de la température des pièces usinées et altèrent leur intégrité de surface. Le facteur de délaminage tend à croître avec la vitesse de coupe et l'avance [Dav-04b]. Ces résultats ont été confirmés par Davim et al. [Dav-05a] qui ont entrepris une étude comparative entre divers conditions opératoires en surfacage d'un composite à fibre de carbone. Deux outils de géométries différentes ont été examinés. Les résultats obtenus ont mis en évidence la meilleure performance de l'outil ayant le plus grand nombre de dents.

Balamugundan et al. [Bal-12] confirment ces constations à travers une étude sur le fraisage du composite à fibre de Verre. Les paramètres de coupe optimaux correspondent à une vitesse coupe d'environ 18 m min^{-1} , une vitesse d'avance de 100 mm min^{-1} et une profondeur de passe de 2 mm [Bal-12]. Yashiro et al. [Yas-13] ont démontré que l'utilisation d'une vitesse de coupe élevée pourrait améliorer légèrement l'état des surfaces usinées. Dans la fourchette considérée $[V_{C-\min}, V_{C-\max}]$, ils recommandent une vitesse de 100 m min^{-1} . Pour remédier aux effets nuisibles dus à la montée de température lors du fraisage du composite à fibre de Carbone, Khairusshima et al. [Kha-13] proposent de refroidir la zone active par propulsion. Ils ont mis en évidence l'efficacité de ce mode de refroidissement à limiter l'usure même à vitesses de coupe relativement élevées allant jusqu'à 200 m min^{-1} .

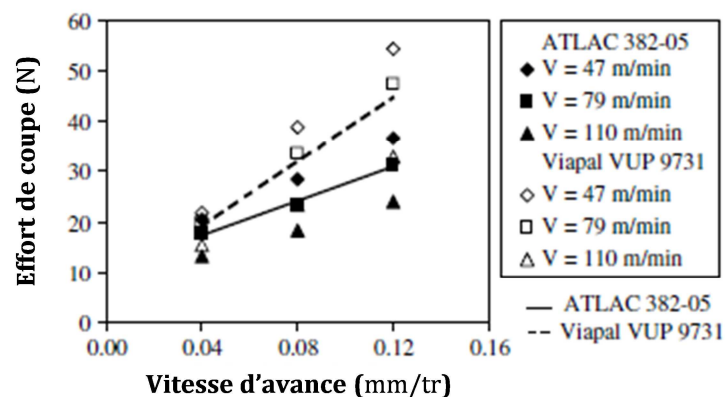


Figure 1.4 : Evolution de l'effort de coupe en fonction de la vitesse d'avance [Dav-04b].
Composite à fibres de verre : ATLAC 382-5 et Viapal VUP 9731.

Ghidossi et al. [Ghi-04, Ghi-06] se sont intéressés à l'influence des conditions de coupe en fraisage sur la tenue mécanique des matériaux composites. Les propriétés mécaniques, en particulier la résistance à la rupture, a été évaluée à l'aide d'essais standards de type traction et *Iosipescu*. Cette étude a mis en évidence l'effet notable de la vitesse de coupe sur la contrainte limite à la rupture du composite. Les vitesses de coupe élevées ont tendance à baisser la limite à la rupture du matériau et à augmenter la "rugosité" des surfaces usinées.

2.4 Le perçage

L'opération de perçage est fréquemment utilisée en assemblage des structures composites [Lac-01, Dav-03a, Tsa-05a, Hoc-06, Moh-07]. Lors du perçage d'un matériau composite à matrice polymère, plusieurs défauts sont susceptibles d'apparaître. Le délaminage (Figure 1.5), la brulure de la matrice, la décohésion et l'arrachement des fibres sont les principaux défauts déclinés dans la littérature [Lin-03, Tsa-05a, Aru-06, Fra-11].

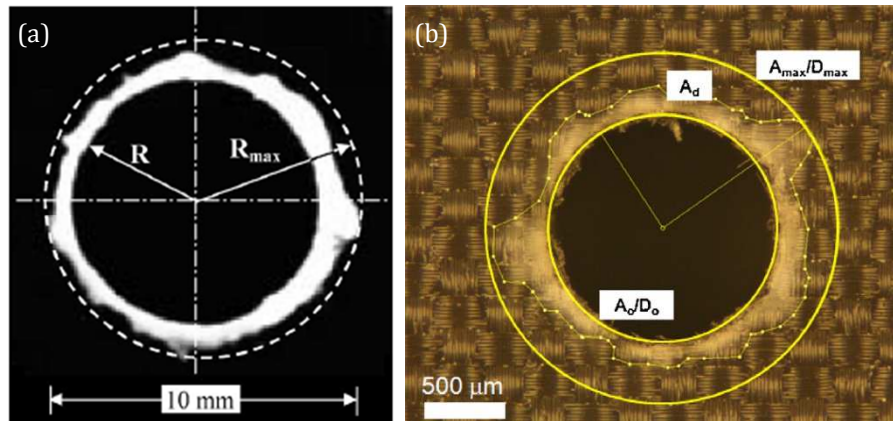


Figure 1.5. Défauts types de délaminage induits par perçage :
(a) Verre/Polyester [Kha-04], (b) Carbone/Epoxy [Shy-10].

La multitude de défauts potentiels a fait du perçage l'une des opérations la plus délicate [Cap-04, Son-04, Sin-08]. En effet, les endommagements induits par perçage, en particulier le délaminage, limitent la tenue en service des pièces usinées [Gai-08, Mis-10]. Dans le but de surmonter ces difficultés, plusieurs études ont été menées dans le but de déterminer les conditions opératoires optimales conduisant à l'obtention d'une pièce saine [Gai-08, Raw-09, Shy-10, Dur-10, Ili-10a, Kha-10a, Laz-11]. Les aspects les plus considérés dans la procédure d'optimisation sont :

- la géométrie et le matériau de l'outil coupant ;
- les paramètres de coupe ;
- la qualité finie des perçages.

2.4.1 Géométrie et matériau de coupe

De nombreux travaux ont souligné l'influence de la géométrie de coupe sur la qualité des trous obtenus par perçage [Piq-00, Tsa-03, Hoc-03, Hoc-06, Far-09, Dur-10, Kha-10b]. Mathew et al. [Mat-99] ont analysé les efforts et le couple développés lors du perçage des composites à fibres de Verre à l'aide d'un nouvel outil trépan à géométrie optimisée (Figure 1.6a). La nouvelle géométrie permet un meilleur contrôle de la forme du copeau comparée aux outils de perçage classiques. Les mesures enregistrées lors du perçage avec cet outil ont démontrées une chute de 50% sur l'effort d'avance et de 10% sur le couple. Par conséquent, les surfaces générées à l'intérieur des trous sont de meilleure qualité. Afin de lutter contre les mécanismes d'usure dus aux sollicitations exercées à l'interface qu'y sont liés, les auteurs recommandent la multiplication du nombre d'hélices sur l'outil.

Tsao et Hocheng [Tsa-04] ont conclu que la vitesse d'avance et le diamètre du foret sont les paramètres les plus influents sur les défauts de délaminage. Leur étude a été réalisée sur du Carbone/Epoxy à l'aide de trois outils de géométries différentes (Figure 1.6b-d). Tsao et Hocheng [Tsa-05a] ont mis en évidence la sensibilité de l'effort d'avance au défaut d'excentricité du foret. Singh et al. [Sin-08] ont prouvé que l'augmentation de l'angle de pointe du foret engendre des efforts de coupe et un délaminage plus élevés dans le composite UD à fibre de verre. Gaitonde et al. [Gai-08], Karnik et al. [Kar-08] et Rubio et al. [Rub-08] confirment ces résultats.

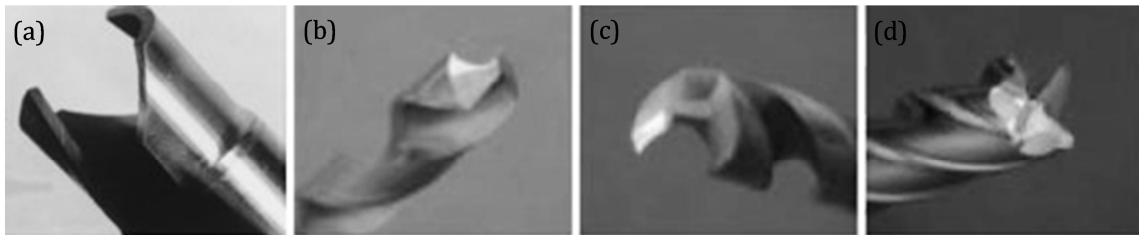


Figure 1.6. Forets à géométries spécifiques étudiés par (a) [Mat-99] et (b-d) [Tsa-04].

Piquet et al. [Piq-00] ont également conduit une étude comparative sur les performances de deux forets ayant deux géométries différentes. Le premier est un outil classique (foret monobloc hélicoïdal) alors que le deuxième est à géométrie spécifique. La comparaison est effectuée lors du perçage des stratifiés épais en Carbone/Epoxy. Contrairement à un outil classique, l'outil à géométrie spécifique ne nécessite pas une préparation du trou, ce qui permet des gains importants en temps d'usinage. Il permet également d'obtenir un meilleur état de surface avec des vitesses d'avance relativement élevées (0.2 mm tr^{-1}) comparé à un outil classique. Pour obtenir des perçages de qualité, un outil standard doit opérer avec des vitesses d'avance plus faibles (0.05 mm tr^{-1}). Le temps de contact entre l'outil et la pièce est alors augmenté. Ceci explique le taux d'usure relativement élevé observé sur l'outil classique.

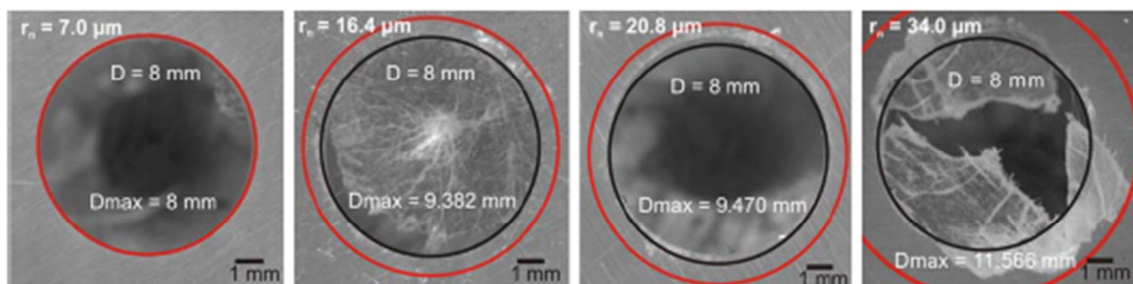


Figure 1.7. Effet du rayon d'arête sur le délaminage lors du perçage d'un Verre/Propylène [Fra-11].

Dans une étude expérimentale sur le composite à fibre de carbone, Tsao et Hocheng [Tsa-03] ont démontré qu'en optimisant le rapport diamètre-longueur d'arête, il serait possible de réaliser des trous de grands diamètres sans défauts de délaminage à des vitesses d'avance relativement élevées (12 m min^{-1}). Ils ont également mis en évidence la diminution de l'effort d'avance dans le cas d'acuité d'arêtes élevée.






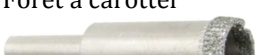
Franke [Fra-11] a recommandé les petits rayons d'arête pour minimiser les défauts de délaminage. En effet, lorsque le rayon d'arête est plus grand que le diamètre des fibres, leur rupture ne se produit plus par cisaillement, mais plutôt par compression et par déformation. Il en résulte alors un délaminage et des bavures plus importants (Figure 1.7). D'autre part, les

grands rayons d'arête favorisent la déviation du foret ce qui affecte la cylindricité du trou réalisé. Ces constatations confirment les résultats discutés au préalable par Faraz et al. [Far-09].

Les principaux matériaux utilisés pour le perçage des composites sont l'acier rapide supérieur (ARS) et les carbures de tungstène WC [Abr-07]. Les outils diamants sont relativement moins utilisés. La grande partie des outils carbures possèdent une géométrie spéciale. La fréquence d'utilisation industrielle des outils ARS standards et spéciaux est comparable. Le [Tableau 1.2](#) décrit les géométries et les principaux matériaux utilisés dans la littérature.

Tableau 1.2

Géométries et matériaux utilisés en perçage des CMP.

Géométrie de l'outil	Matériau de l'outil	Références
Foret hélicoïdal monobloc 	ARS	[Che-97], [Dav-03b], [Hoc-03], [Lin-03], [Cap-04], [Son-04], [Kha-04], [Ram-04], [Tsa-04, Tsa-05b, Tsa-07a], [Wan-04], [Abr-08], [Sin-08]
	WC	[Che-97], [Lin-96], [Dav-03a, Dav-04a], [Wan-04], [Moh-05], [Vel-05, Vel-07], [Sar-06], [Zit-07], [Abr-08], [Kar-08], [Rub-08], [Far-09], [Raw-09], [Shy-09], [Dur-10], [Ili-10a], [Kha-10a, Kha-10b], [Laz-11]
Foret étagé 	ARS	[Hoc-03, Hoc-06], [Tsa-04, Tsa-05b]
	WC	[Shy-09, Shy-10], [Dur-10]
Foret avec pointe de centrage 	ARS	[Hoc-03, Hoc-06], [Tsa-04, Tsa-05b]
	WC	[Dav-04a], [Abr-08], [Rub-08], [Dur-10]
Foret à rainurer 	ARS	[Hoc-03, Hoc-06], [Tsa-04, Tsa-05b]
	WC	[Abr-08], [Far-09]
Foret à goujure droite 	WC	[Piq-00], [Fer-06], [Far-09], [Laz-11]
Foret à carotter 	PCD	[Hoc-03, Hoc-06], [Tsa-04, Tsa-05b, Tsa-07b]

2.4.2 Paramètres de coupe

L'influence des paramètres de coupe sur l'effort d'avance et le couple de perçage ont fait l'objet de plusieurs études [Dav-04a, Kha-04, Arul-06, Rub-08, Shy-10, Fra-11]. La vitesse d'avance est communément considérée comme le paramètre le plus influent en perçage [Cap-04, Dav-04a, Son-04, Tsa-04, Sin-08].

El-Sonbaty et al. [Son-04] ont analysé l'effet de plusieurs paramètres sur le perçage du composite Verre/Epoxy à différentes fractions volumiques de fibres (9.8 – 23.8%). La vitesse de coupe semble n'avoir quasiment pas d'influence sur l'état de surface finie des trous réalisés à fraction volumique maximale. Ils ont attribué ce résultat à l'insensibilité de l'effort d'avance à la variation de vitesse de coupe sachant par ailleurs que l'état de surface générée dépend fortement des efforts de coupe développés lors du perçage. L'augmentation des vitesses de

coupe influe plus significativement sur l'état de surface à fraction volumique des fibres relativement plus faibles (9.8 et 13.6%) et ce pour les deux cas extrêmes d'avance étudiés (0.05 à 0.23 mm tr^{-1}). Dans les deux cas précités, la rugosité est un peu plus sensible à la vitesse de coupe pour la valeur la plus faible d'avance (0.05 mm tr^{-1}). Elle diminue non linéairement dans les deux cas de fractions volumiques étudiées.

Davim et al. [Dav-03a, Dav-03b, Dav-04a], Sardiñas et al. [Sar-06], et Franke [Fra-11] ont souligné l'augmentation du délaminage avec la vitesse de coupe. Ces observations contredisent les résultats de Gaitonde et al. [Gai-08] et de Khashaba et al. [Kha-04, Kha-10a] présentant une diminution du délaminage avec l'augmentation de la vitesse de coupe pour des composites Verre/Epoxy et Verre/Polyester à différente distribution de fibres (tissé, arbitraire, mat). Cette évolution a été associée aux effets de localisation thermique, de plus en plus sévère sous vitesses de coupe élevées. Les hautes températures engendrent un adoucissement du matériau (c.à.d. une baisse de rigidité) conduisant à des efforts de coupe relativement moins importants. Ainsi, l'intégrité des trous réalisés est profondément dégradée sous vitesses de coupe élevées. Les contraintes géométriques et dimensionnelles ne sont généralement pas respectées.

Le phénomène d'usure induisant une modification dans la géométrie de coupe conduit au développement d'efforts relativement élevés (Figure 1.8) par rapport aux outils neufs. Cela pourrait influencer sensiblement l'amplitude de délaminage et causer des endommagements considérables dans le matériau usiné [Lin-96].

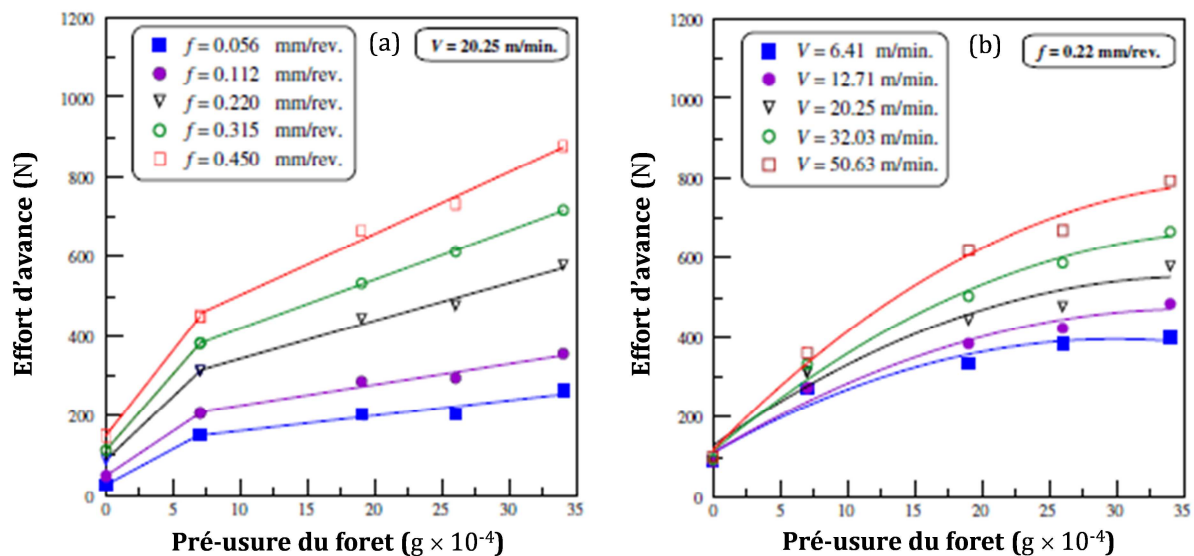


Figure 1.8. Influence de l'usure sur l'effort d'avance : perçage du composite Graphite/Epoxy [Kha-10b].
(a) influence de la vitesse d'avance et (b) influence de la vitesse de coupe.

Les sollicitations excessives d'un matériau composite affectent l'interface interlaminaire par le biais de délaminage [Cap-04, Dav-03b, Aru-06, Fra-11, Sch-11]. Ceci explique la baisse des défauts de délaminage avec la diminution de la vitesse d'avance et *vice versa* (Figure 1.9).

Dans la plupart des études de la littérature, les vitesses de coupe utilisées sont généralement situées entre 20 et 60 m min^{-1} [Dav-03a, Dav-03b, Kha-10b]. Par ailleurs, quelques études [Lin-96, Gai-08, Rub-08, Kar-08, Raw-09] se sont intéressées au perçage à grande vitesse ($V_c > 200 \text{ m min}^{-1}$). Ce choix est, d'une part, limité par les vitesses de rotation maximales des machines utilisées ($N < 8000 \text{ tr min}^{-1}$) et, d'autre part, motivé par la recherche des conditions

empêchant l'élévation de la température pouvant provoquer une dégradation thermique du matériau. Malgré l'intérêt que présente le recours au perçage à grande vitesse, il reste limité par les coûts élevés d'exploitation de la technologie UGV.

Afin de surmonter les défauts de délaminage, la littérature a fait recours à plusieurs stratégies, entre-autres d'optimisation du perçage [Ene-01], pour identifier les conditions opératoires les plus favorables.

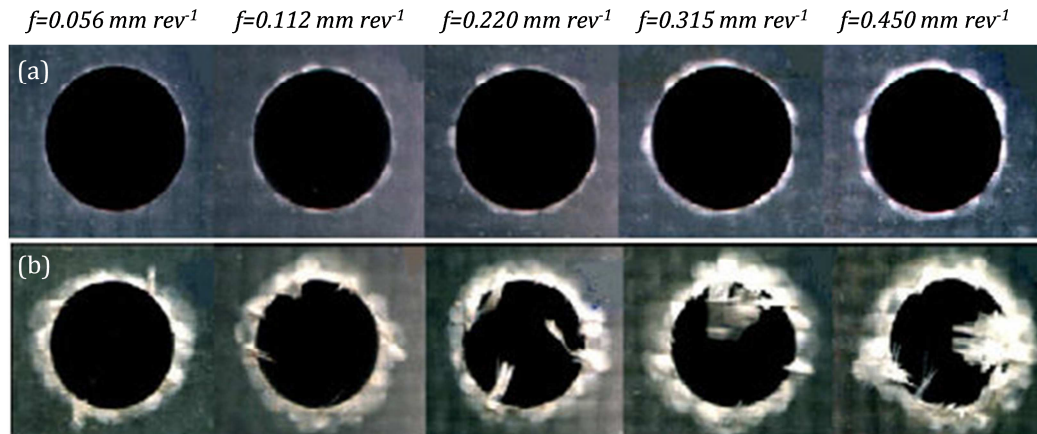


Figure 1.9. Influence de la vitesse d'avance sur le délaminage (GFRP – outil carbure) [Kha-10a].
(a) En entrée du trou et (b) en sortie du trou.

2.4.3 Qualité des perçages

La qualité des trous réalisés concerne principalement les tolérances géométriques et dimensionnelles. L'état de surface usinée n'est pas un paramètre important à prendre en considération. Environ 60% des pièces défectueuses en aéronautique sont rejetées à cause des défauts de délaminage [Kha-04]. Lachaud et al. [Lac-01] ont classé les endommagements induits par perçage en quatre catégories : délaminage en entrée, défauts géométriques, dégradation thermique et délaminage en sortie.

Le délaminage en entrée du trou est beaucoup moins rencontré. Il résulte du soulèvement des premiers plis constituant le composite sous l'action de l'outil comme illustré par la Figure 1.10a. Ce phénomène s'accroît légèrement avec la vitesse d'avance [Dav-03b, Kha-10a] comme on peut le percevoir sur la Figure 1.9a. Les défauts géométriques sont associés au mécanisme de formation du copeau fortement dépendant de l'angle d'orientation des fibres. Dans certaines configurations de coupe, les fibres peuvent être sujettes à des sollicitations de compression et de torsion juste avant d'être coupées par cisaillement. Ceci induit de défauts significatifs de cylindricité et des rugosités de surface élevées. Un angle d'orientation des fibres de 45° semble maximiser l'endommagement induit dans certains cas [Aoy-01].

La dégradation thermique est due principalement à la génération de chaleur par frottement surtout en opérant à des vitesses de coupe élevées. En absence d'un support sous la pièce à usiner, de nombreuses fibres échappent à la coupe à la sortie du trou. Elles sont en effet déformées et sollicitées en flexion ce qui provoque une décohésion à l'interface fibre-matrice. Comme l'illustre la Figure 1.10b, les plis situés à la surface sont généralement poussés sous l'action d'avance de l'outil vers l'extérieur ce qui conduit à un délaminage potentiel en sortie du

trou [Sto-96, Cap-04, Dur-10, Dav-03a, Dav-07, Kha-04]. Les vitesses d'avance (Figure 1.9b) et de coupe [Dav-03b] excessives ont tendance à accentuer les défauts de délaminage. Des géométries de coupe particulières et des paramètres de coupe appropriés peuvent nettement aider à pallier aux problèmes liés à ce défaut typique [Mat-99, Tsa-04, Sin-08]. Des tentatives ont été d'ores et déjà conduites en mode UGV afin d'atténuer le délaminage potentiel [Gai-08, Kar-08, Rub-08].

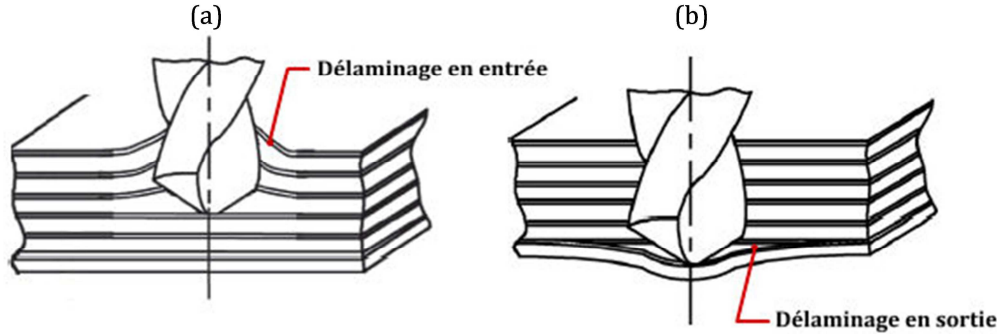


Figure 1.10. Mécanismes de délaminage (a) en entrée, et (b) en sortie du trou de perçage [Hoc-05].

Pour contrôler les défauts de délaminage en perçage, différentes méthodes sont utilisées. La technique la plus simple consiste à diviser le rayon maximal par le rayon nominal (Eq.1.1). Faraz et al. [Far-09] ainsi que Davim et al. [Dav-07] proposent d'utiliser les facteurs de délaminage décrits par les deux équations suivantes :

$$F_d(\%) = \left(\frac{A_{del} - A_{nom}}{A_{nom}} \right) \times 100 \quad (1.1)$$

$$F_{da} = F_d + \frac{A_{del}}{(A_{max} - A_{nom})} (F_d^2 - F_d) \quad (1.2)$$

F_d est le facteur de délaminage, A_{del} l'aire délaminiée et A_{nom} l'aire de la surface nominale associée au diamètre nominal.

Le Tableau 1.3 résume les équations empiriques du facteur de délaminage en perçage des composites selon plusieurs sources.

De nombreuses techniques (imagerie, microscopie, etc.) ont été utilisées pour l'évaluation du délaminage en entrée, en sortie et sur la paroi intérieure (surface usinée) du trou. Les contrôles sont, dans la majorité, non destructifs. Citons principalement :

- le microscope optique et le stéréo-microscope [Dav-04a, Raw-09, Dav-03a, Dav-03b, Gai-08, Kar-08, Dav-04c, Far-09] ;
- l'analyse ultrasonore [Tsa-04, Tsa-07a, Tsa-08, Hoc-06, Vel-05] ;
- la tomographie aux rayons X [Chen-96, Dur-08, Dur-10, Tsa-05b].

Tableau 1.3

Modèles empiriques de délaminage selon plusieurs sources.

Référence	Conditions opératoires	Modèle empirique de délaminage
Davim et al. [Dav-03a]	CFRP (e = 3 mm) V_c : 30 – 50 m min ⁻¹ f : 0.05 – 0.2 mm tr ⁻¹ 1) Foret standard carbure ϕ = 5 mm 2) Foret carbure à pointe de centrage ϕ = 5 mm	$F_d = 0.966 + 1.085V_c \times 10^{-3} + 0.13f$ $F_d = 1.006 + 1.98 \times 10^{-4}V_c + 0.021f$
Tsao et al. [Tsa-04]	CFRP (e = 3 mm) V_c : 15 – 38 m min ⁻¹ f : 0.01 – 0.03 mm tr ⁻¹ 1) Foret standard ARS ϕ : 6, 8, 10 mm 2) foret ARS à pointe de centrage ϕ : 6, 8, 10 mm 3) Foret denté (saw drill) ϕ : 6, 8, 10 mm	$F_d = 1.961 - 1.81 \times 10^{-4}N - 10.955f - 0.0177d$ $F_d = 1.539 - 7.81 \times 10^{-6}N - 2.274f - 0.017d$ $F_d = 1.508 + 8.681 \times 10^{-6}N - 3.385f - 0.0149d$
Sardiñas et al. [Sar-06]	CFRP (e = 4 mm) V_c : 30 – 50 m min ⁻¹ f : 0.05 – 0.2 mm tr ⁻¹ Foret standard carbure, ϕ = 5 mm	$F_d = 1.93V_c^{0.1022}f^{0.1429}$
Gaitonde et al. [Gai-08]	CFRP (e = 2.5 mm) V_c = 60 – 600 m min ⁻¹ f : 1 – 6 m min ⁻¹ Foret carbure, ϕ = 5 mm Angle de pointe θ_p = 85° – 130°	$F_d = -0.810444 - 0.001889V_c - 0.10995f$ $+ 0.03454\theta_p + 0.000011V_cf$ $- 0.000009V_c\theta_p + 0.00167f\theta_p$ $+ 0.000003V_c^2 + 0.00553f^2$ $- 0.000115\theta_p$
Khashaba et al. [Kha-10b]	GFRP (e = 8.3 mm) V_c = 6.5 – 50.5 m min ⁻¹ f : 0.056 – 0.45 m tr ⁻¹ Foret standard carbure, ϕ = 8 mm Usure initiale : $W = 0.34 \times 10^{-4}$ g	$F_d = 1.482 + 1.44V_c \times 10^{-3} + 3.143f + 0.0193W$

2.5 Formation du "copeau" en usinage des composites

2.5.1 Morphologie du copeau

La compréhension des mécanismes de formation du copeau est un enjeu de grande importance pour la maîtrise de la coupe des composites. En effet, assimiler le processus d'enlèvement de matière permet de justifier la qualité des surfaces obtenues et d'expliquer les phénomènes physiques et les formes d'usure associés. Plusieurs travaux ont été alors réalisés pour étudier l'ensemble de mécanismes agissant lors de l'usinage des composites.

Koplev [Kop-80] est parmi les premiers auteurs ayant corrélé la nature du "copeau" à l'orientation des fibres. Les premières constatations traduisent le rôle des mécanismes locaux de rupture dans la formation du "copeau" (Figure 1.11a et b).

Takeyama et al. [Tak-88] ont conduit une série d'essais sur des composites à fibres de verre pour étudier le mécanisme de formation du copeau à différentes orientations. Le copeau obtenu en particulier à 0° est "continu" ce qui a été confirmé plus tard par les résultats de Zitoun et al. [Zit-05] (Figure 1.11c et d), et plus récemment par ceux de Davim et al. [Dav-09]. Pour des orientations intermédiaires, le processus de formation du copeau ressemble à celui des métaux

(rupture primaire et secondaire). Des "micro-copeaux" ont été cependant obtenus pour l'orientation 90°. En étudiant le Verre/Polyamide, Davim et al. [Dav-09] ont qualifié le volume enlevé par "macro-copeau" continu indépendamment du type d'outil utilisé. Seul l'outil CVD génère un copeau de type "poudreux".

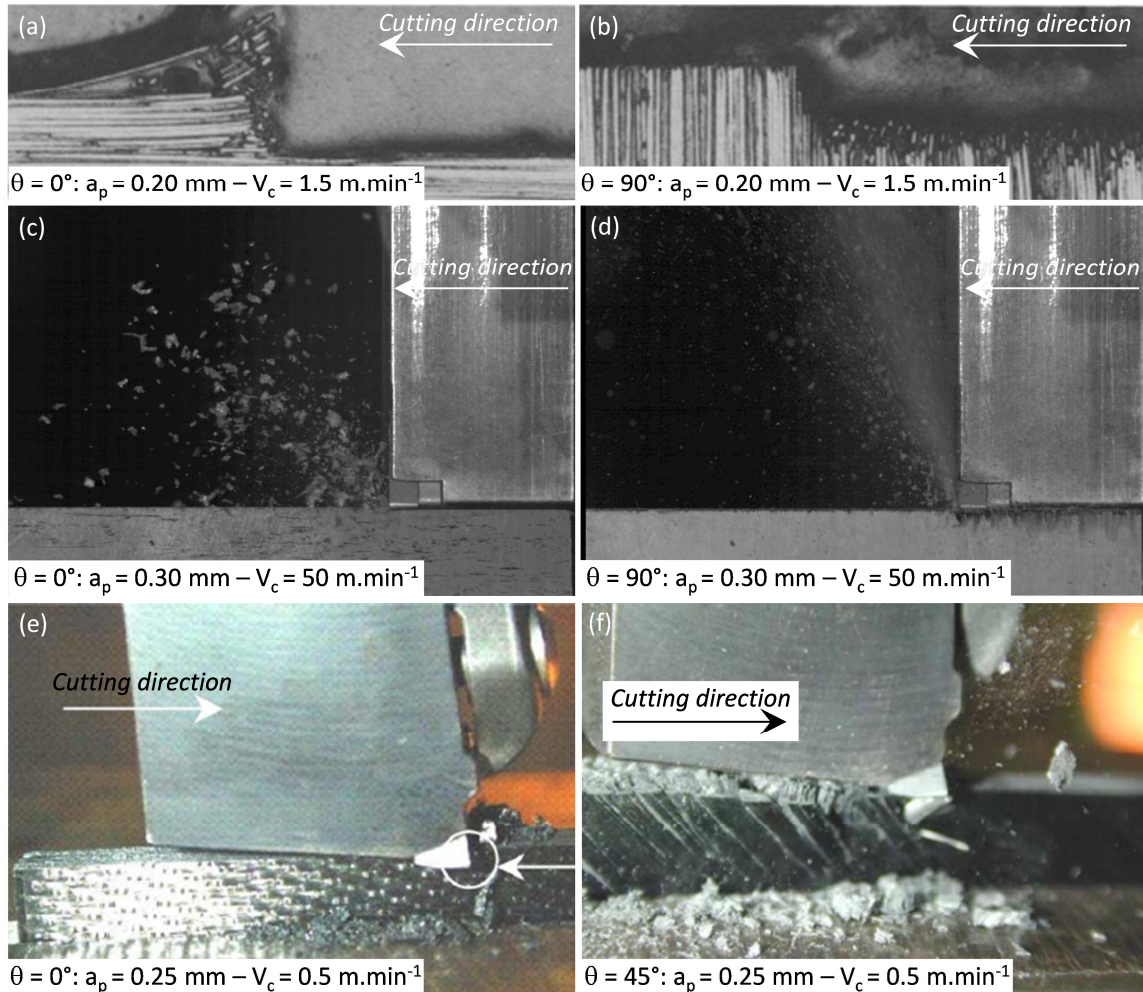


Fig.1.11. Morphologies typiques du copeau obtenu en coupe orthogonale du Carbone/Epoxy. (a, b) Koplev – outil ARS [Kop-80], (c, d) Ben-Soussia et al. – outil multicouches PVD [Ben-14], (e, f) Zitoune et al. – outil carbure [Zit-05].

Dans le cadre de ce travail [Ben-14], la coupe du Carbone/Epoxy conduit systématiquement à un copeau poudreux dont les dimensions de particules varie sensiblement avec l'orientation des fibres (Figure 1.11c et d). La coupe du Verre/Epoxy conduit cependant à un copeau continu à 0° si les valeurs d'avance sont relativement faibles ($f < 0.3 \text{ mm tr}^{-1}$). Cette morphologie dépend également du type d'outil : les outils à acuité d'arête importante ou usée ne peuvent conduire à des copeaux continus. Typiquement, les nuances carbures utilisées dans cette étude produisent des copeaux plutôt fragmentés ou particulaire selon l'orientation des fibres.

Arola et al. [Aro-96, Aro-97] ont essayé de corréliser la formation du copeau des composite à fibres de verre avec l'orientation et la géométrie de l'outil. Pour $\theta = 90^\circ$, ils ont souligné la génération des débris et des bavures latérales. Selon l'orientation des fibres, le copeau obtenu passe de la forme "fragmentée" à la forme "poudreuse". La nature poudreuse du copeau est de plus en plus prononcée pour les grandes orientations. Les angles 75° et 90° correspondent à un

copeau purement "*poudreux*". Nayak et al. [Nay-05a] ont également discuté la formation du copeau en coupe orthogonale du Verre/Epoxy par des outils en carbure. Ils ont obtenu un copeau de morphologie "*continue*" pour les faibles orientations. La dimension la plus importante du copeau est obtenue pour une orientation de 15° .

Wang et al. [Wan-95] et Nayak et al. [Nay-05a] ont prouvé la sensibilité de l'épaisseur du copeau à l'orientation des fibres. Celle-ci devient de plus en plus faible avec l'augmentation de θ jusqu'à 45° . En effet, la profondeur de coupe nominale est différente de la profondeur réelle à cause du décalage du plan de rupture. Généralement le plan de rupture est situé au-dessus de la profondeur de passe, une partie des fibres est alors comprimée sous l'outil. Après passage de l'outil, les fibres couchées à la surface usinée reprennent leur position (quelques micromètres) par effet de retour élastique. Au-delà de 45° , l'angle n'a plus d'influence sur la position du plan de coupe. Le copeau garde alors une valeur relativement constante à partir de 45° .

Nayak et al. [Nay-05a] ont effectué des essais de coupe orthogonale sur le Verre/Epoxy avec deux outils différents. Le premier est un outil en acier rapide supérieur (ARS) dont le rayon d'arête vaut $50\text{ }\mu\text{m}$ alors que l'angle de coupe varie de 0° à 40° . Le deuxième outil est de type K10 avec un angle de coupe fixe de 10° et un rayon d'arête qui varie de 20 à $80\text{ }\mu\text{m}$. Un copeau discontinu a été obtenu pour les faibles angles de fibres. Les orientations supérieures à 45° et les angles de coupe négatives conduisent à la formation de copeau poudreux. Zitoun et al. [Zit-05] ont réalisé des essais similaires sur le Carbone/Epoxy à l'aide d'un outil de type K20 ($\gamma = 7^\circ$). Pour un angle de 0° ils ont trouvé que l'épaisseur du copeau est très proche de la valeur de l'avance (f). La longueur des copeaux obtenus augmente avec l'avance. Pour $\theta = 45^\circ$, des copeaux continus ont été obtenus en utilisant des faibles avances ($f = 0.2\text{ mm}$). La matière enlevée est sous la forme de petites particules si l'avance dépasse 0.2 mm .

2.5.2 Mécanismes dominants la formation du "copeau" en usinage des composites

Koplev [Kop-80] fut le premier à étudier la physique de la coupe des matériaux composite à renfort fibreux. Il a réalisé des essais de coupe orthogonale sur des composites UD à fibres de Carbone. Deux dispositifs expérimentaux ont été utilisés : Une machine instrumentée pour analyser le copeau et la surface usinée, et un dispositif de coupe interrompue (Quick Stop Test : QST) pour inspecter la zone active au voisinage de la pointe de l'outil. L'auteur a constaté que l'enlèvement de matière se produit par une série de ruptures fragiles et successives. Il a ensuite explicité l'évolution du mécanisme de formation du "copeau" en fonction de la configuration de coupe.

Dans le cas d'une orientation $\theta = 0^\circ$, le "copeau" est généré par rupture en flexion (Figure 1.11a). En effet, lorsque l'outil est engagé dans la pièce, la fissure se développe en amont de l'outil et se propage à travers l'interface fibre-matrice (rupture en Mode I) dans la direction des fibres. Au fur et à mesure que l'outil avance le moment de flexion qui sollicite les fibres devient de plus en plus important. Une deuxième rupture s'amorce alors perpendiculairement à la direction des fibres et se propage en gardant la même direction jusqu'à séparation complète du copeau (rupture en Mode II). La présence des fissures en amont de l'outil a été mise en évidence par les essais de coupe interrompue (QST). Dans le cas d'une orientation de 90° (Figure 1.11b), c'est le cisaillement perpendiculaire à la direction des fibres qui provoque la rupture. En effet, le mouvement de l'outil exerce une sollicitation de compression sur les fibres provoquant ainsi la

rupture perpendiculaire à leur axe (mode II). Une autre rupture parallèle à la direction des fibres prend place et se propage le long de l'interface jusqu'à la surface libre de la pièce usinée, conduisant ainsi à la séparation du copeau. Les essais QST montrent l'absence de fissures en amont de l'outil. Selon l'auteur, les fissures à l'interface fibre-matrice se forment au niveau du plan de coupe et se propagent en profondeur. Les travaux de Koplev et al. [Kop-83] ont démontré l'absence de toute déformation plastique. Ils expliquent cette constatation par la nature fragile des deux phases (fibre et matrice) constituantes. Le copeau est qualifié de rectangulaire pour les deux orientations étudiées.

Selon Takeyama et al. [Tak-88], la déformation plastique contribue au processus d'enlèvement de matière en coupe des composites à fibres de verre. Ces observations ne sont pas tout à fait en accord avec celles de Koplev et al. [Kop-83]. Celui-ci, ne fait référence à aucune contribution plastique dans la formation du copeau issu de la coupe des composites à fibres de carbone. La déformation plastique a été attribuée aux propriétés de la matrice et aux propriétés des fibres du verre, connues par une ductilité relativement plus élevée que celle des fibres de carbone.

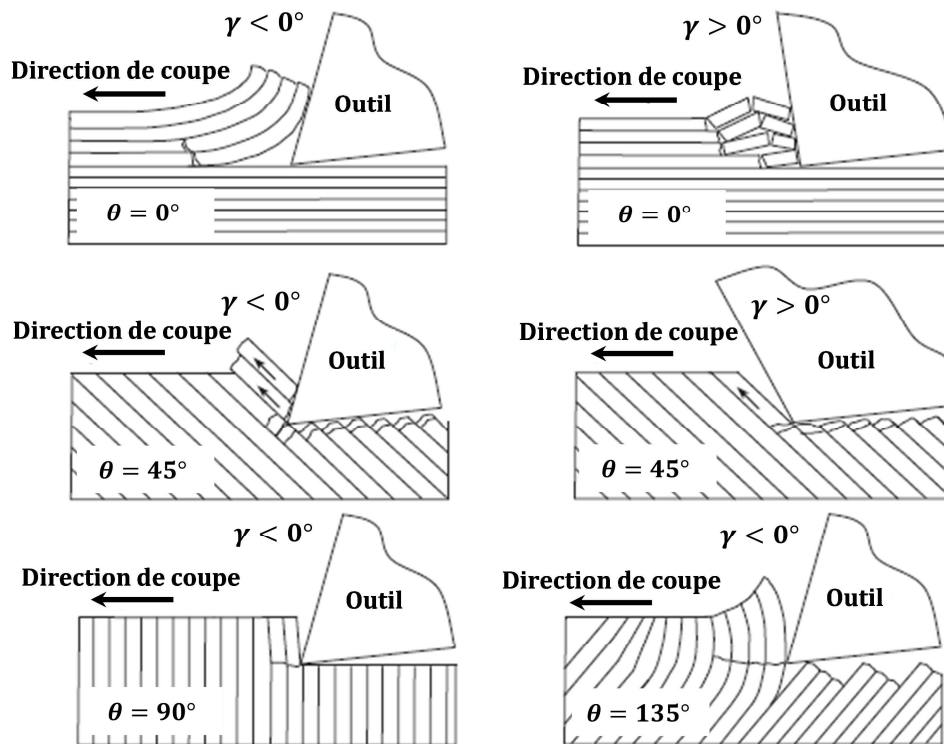


Figure 1.12. Mécanismes d'enlèvement de matière en coupe orthogonale
Illustrations de Wang et al. [Wan-95].

Wang et al. [Wan-95] ont conduit des observations *in-situ* et des analyses du "macro-copeau" formé en coupe orthogonale du Carbone/Epoxy par un outil PCD. La formation du copeau a été analysée par imagerie (caméra rapide). Des analyses optiques ont été également effectuées dans la zone de coupe à l'issue d'essais de type QST. L'analyse des enregistrements vidéo ont mis en évidence le changement radical du mécanisme de formation du copeau d'une orientation à une autre. A 0°, une rupture se produit à l'interface fibre matrice et la matière est soulevée sous l'action de l'outil. Le copeau formé est "fragmenté", sa densité diminue progressivement au profit d'un copeau d'aspect "poudreux" lorsque l'orientation augmente (voir illustrations de la Figure 1.12). L'usinage à 90° est accompagné de déformations hors plan et de l'apparition de plusieurs fissures sur la surface usinée qui se propagent en profondeur.

Par le biais de toutes ces études, les conclusions suivantes ont été communément reconnues :

- l'orientation des fibres est le paramètre le plus influent sur le mécanisme de formation du copeau ;
- le processus d'enlèvement de matière est contrôlé quasi-systématiquement par une rupture en série intégrant plusieurs modes agissant séparément ou en combinaison ;
- la nature du copeau généré est directement associée à la nature du renfort utilisé : la morphologie du copeau pourrait sensiblement évoluer du "*poudreux*" au "*macro-copeau*" en fonction de l'orientation des fibres. Seules, les fibres de verre peuvent donner lieu à un copeau continu ;
- la géométrie de l'outil a un effet d'ordre deux sur le processus d'enlèvement de matière que l'orientation des fibres.

Le [Tableau 1.4](#) résume les différentes sollicitations et les divers modes de ruptures qui contribuent à la formation de copeau en fonction de l'orientation des fibres et l'angle de coupe.

Tableau 1.4

Mécanismes de rupture des composites en fonction de l'orientation des fibres (θ) et l'angle de coupe (γ).

$\gamma < 0$	$\theta \rightarrow 0^\circ$	Compression \rightarrow Flambement \rightarrow Rupture (mode II)
	$15^\circ < \theta \leq 45^\circ$	Compression + Cisaillement interfacial (mode I) \rightarrow Rupture (mode II)
	$45^\circ < \theta \leq 75^\circ$	Cisaillement hors plan \rightarrow Cisaillement interfacial + Flexion \rightarrow Rupture (mode II)
	$\theta \rightarrow 90^\circ$	Compression + Flexion + Déformation interlaminaire \rightarrow Rupture (mode II)
	$90^\circ < \theta \leq 165^\circ$	Compression (mode II) + Cisaillement interlaminaire (mode I)
$\gamma < 0$	$\theta \rightarrow 0^\circ$	Flexion (mode I) \rightarrow Ecrasement (mode II)
	$15^\circ < \theta \leq 45^\circ$	Compression + Cisaillement interfacial (mode I) \rightarrow Flexion \rightarrow Rupture (mode II)
	$45^\circ < \theta \leq 75^\circ$	Flexion + Cisaillement hors plan \rightarrow Rupture (mode II)
	$\theta \rightarrow 90^\circ$	Compression + Cisaillement hors plan \rightarrow Déformation interlaminaire
	$90^\circ < \theta \leq 165^\circ$	Flexion (mode II) + Cisaillement hors plan \rightarrow Rupture (mode II)

2.6 Efforts de coupe

Les efforts développés par l'outil lors de la coupe des composites présentent particulièrement des degrés de fluctuation relativement élevés par rapport à la coupe des métaux. Ces oscillations sont attribuées aux cycles répétitifs de flexion, de micro flambement, de cisaillement et de délaminage au niveau de la zone de coupe. La fluctuation de l'effort de coupe est généralement plus distinguée. Son amplitude est très sensible à l'orientation des fibres vu que les modes de rupture se produisant au niveau de la face de coupe dépendent fortement de l'orientation des fibres. La variation des efforts de coupe traduit un changement des conditions de contact entre la face de dépouille de l'outil et la surface usinée. Koplev et al. [Kop-83] étaient les premiers à mesurer les efforts de coupe des CFRP. Ils ont étudié la variation de l'effort en fonction de l'avance, de l'angle de dépouille (α) et de l'angle de coupe (γ). Ils ont constaté que l'effort de coupe diminue avec l'augmentation de l'angle de coupe de 0° à 10° alors que l'effort d'avance garde une valeur constante. La diminution de l'effort de coupe est attribuée au glissement du copeau sur la face de coupe, favorisant son évacuation grâce à la géométrie particulière de l'outil. L'effort d'avance diminue avec l'angle de dépouille. En effet, la surface de contact outil-pièce diminue si l'angle de dépouille augmente. Il en résulte une baisse de l'effort d'avance.

Takeyama et al. [Tak-88] ont conduit une étude expérimentale sur l'évolution des efforts de coupe du Verre/Epoxy. Alors que les efforts de coupe ont globalement tendance à augmenter avec l'orientation des fibres, ils présentent néanmoins un minimum pour $\theta=30^\circ$. L'intensification des contraintes compressives sur la face de coupe en cas d'angles de coupe négatifs sont à l'origine de cette tendance. Les angles de coupe positifs ont alors tendance à réduire les efforts de coupe alors que les angles négatifs agissent inversement sauf pour une orientation de 90° .

Tableau 1.5

Outils et conditions opératoires utilisés en coupe orthogonale par différents auteurs.

Matériau	Auteurs	Outil	$f(mm)$	$b(mm)$	$V_c(m\ min^{-1})$	$\gamma(^{\circ})$	$\alpha(^{\circ})$
GFRP	[Tak-88]	---	0.1	5	100	0	---
	[Wan-95]	PCD	0.25	4	4	10	17
	[Nay-05a]	ARS, K10	0.1	4	0.5	10	6
CFRP	[Kan-91]	K10	0.1	2.28	0.02	10	10
	[Bha-95]	K20	0.25	2.20	1.18	12	---
	[Wan-03]	WC	0.05	4	1	20	7

Wang et al. [Wan-95] ont remarqué que les fluctuations de l'effort de coupe diminuent en fonction de l'orientation des fibres jusqu'à 75° puis elles augmentent de nouveau pour des orientations supérieures à 90° . Cette variation traduit le changement de mécanismes de rupture agissant dans la zone de coupe. Comme le mécanisme de formation de copeau est fortement dépendant de l'orientation des fibres, les efforts provoquant la rupture le sont par conséquent. Cette constatation est confirmée par Bhatnagar et al. [Bha-95]. Les conditions opératoires, en particulier la géométrie de l'outil, ont beaucoup moins d'influence sur l'effort que l'orientation des fibres. La Figure 1.13 synthétise les efforts de coupe mesurés par différents auteurs en configuration de coupe orthogonale. Les paramètres de coupe correspondants sont donnés dans le Tableau 1.5.

D'après la Figure 1.13, l'effort de coupe augmente progressivement jusqu'à 75° . Outre les mesures de [Bha-95], les tendances dans cette plage se confondent. Au-delà de cette orientation, il flambe pour ensuite chuter selon une même pente [Bha-95, Wan-95, Wan-03]. La différence entre l'amplitude des efforts mesurés par chacun des auteurs est reliée principalement aux propriétés du matériau (nature et orientation des fibres) et les conditions de coupe utilisées. Plus de disparité est cependant soulignée quant à l'effort d'avance. Dans la majorité des cas, la tendance se traduit par une augmentation, un maximum située entre 15 et 60° et ensuite une chute d'une façon plus ou moins symétrique. Contrairement aux métaux, la valeur moyenne de la composante d'avance est supérieure à celle de coupe. Cela est dû à la force des fibres ayant été couchées par compression/flexion sous la face de dépouille. L'énergie élastique des fibres contribue ainsi à intensifier l'effort d'avance.

Wang et al. [Wan-03] ont montré que l'amplitude du retour élastique est proportionnelle à l'avance et dépend fortement de l'orientation des fibres ainsi que de l'acuité d'arête. Pour les orientations inférieures à 90° , le retour élastique est proche du rayon d'arête de l'outil. Pour les orientations supérieures à 90° , le retour élastique peut atteindre le double du rayon d'arête. L'effort d'avance est alors fortement dépendant du retour élastique et, par conséquent, de l'orientation des fibres.

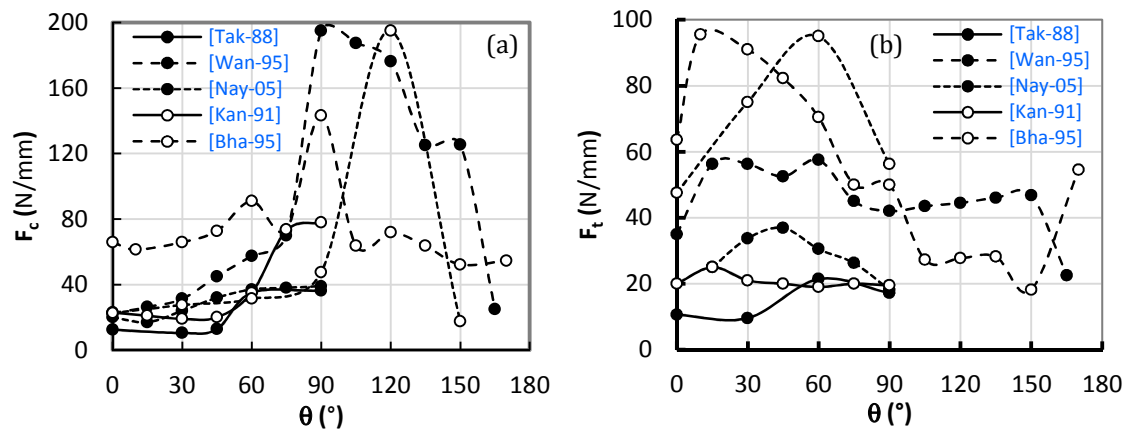


Figure 1.13. Efforts de (a) coupe et (b) d'avance obtenus par essais de coupe orthogonale.

Les paramètres de coupe ont beaucoup moins d'influence que l'orientation des fibres sur les efforts de coupe vu que ces derniers traduisent la formation du copeau, mécanisme significativement influencé par l'angle d'orientation. Seul l'angle de coupe peut altérer leur amplitude. Les angles de coupe positifs provoquent une diminution de l'effort de coupe mais une augmentation de l'effort d'avance [Nay-05a, Tak-88, Wan-03, Kan-91]. Ces évolutions sont attribuées à la géométrie de coupe qui favorise le mode de rupture I au détriment du mode II. Ceci implique que l'effort nécessaire pour produire le mode de rupture I est moins important que celui nécessaire à la rupture en mode II. D'après Nayak et al. [Nay-05a], la diminution de l'effort de coupe du Verre/Epoxy ($V_f = 0.6$) est plus prononcée pour les grandes orientations de fibres. L'augmentation de l'effort d'avance en fonction de l'angle de coupe est insensible à l'orientation des fibres. La valeur optimale de l'angle de coupe est au voisinage de 30° [Nay-05a]. Alors qu'il semble sans effet sur l'effort de coupe, l'angle de dépouille influe considérablement l'effort d'avance [Kop-83]. Par ailleurs, un angle de dépouille faible, fait augmenter la surface de contact et donc l'effort d'avance.

3 Approches analytiques

Très peu de modèles analytiques ont été développés pour l'étude de la coupe des composites. De plus, la littérature est restreinte à la modélisation du cas de coupe orthogonale. Les premiers travaux se sont inspirés de la théorie de Merchant [Mer-45a, Mer-45b] initialement développé pour la coupe des métaux. Par ailleurs, les tentatives peuvent être distinguées à l'approche adoptée : macro-mécanique ou micromécanique.

Dans le but de corréliser les paramètres de coupe et la rugosité des surfaces usinées, quelques modèles ont été proposés. Kini et al. [Kin-10] ont suggéré un modèle empirique pour la coupe des composites à fibres de verre. Le modèle présenté fait intervenir l'effet des vitesses de coupe, de l'avance, de la profondeur de passe et du rayon du bec de l'outil. Les auteurs ont pu démontrer la grande sensibilité de l'état de surface à la vitesse d'avance. Cependant, le processus d'enlèvement de matière montre plus de dépendance à l'avance et au rayon d'arête de l'outil.

Kalla et al. [Kal-10] ont transposé quelques techniques de modélisation de la coupe des métaux aux composites. L'approche retenue consiste à adapter l'énergie de coupe spécifique en coupe orthogonale à la coupe oblique selon la méthode de Lin et al. [Lin-82]. Le modèle proposé pour

prédire les efforts de coupe en fraisage des composites UD orientés de 0° à 180° s'appuie sur le réseau de neurone. La comparaison des résultats analytiques et expérimentaux a prouvé la capacité du modèle à pronostiquer les efforts de coupe avec précision. Néanmoins, des améliorations sont nécessaires pour généraliser le modèle au cas des composites multidirectionnels (MD).

Karpat et al. [Kar-12a, Kar-12b, Kar-13] proposent l'approche analytique de Altintas [Alt-00] et Schmitz et al. [Sch-09] pour prédire les efforts radial et tangentiel en fraisage. Les efforts de coupe analytiques sont déterminés par le biais d'un coefficient de correction identifié expérimentalement. Le modèle qui couvre plusieurs orientations est valide pour les composites UD et MD. La comparaison des efforts analytiques avec les mesures expérimentales a montré une bonne concordance entre les résultats. Dans cet optique, Hintze et al. [Hin-11] ont développé un modèle analytique pour la prédiction du délaminage en fraisage du composite à fibres de carbone. Le modèle proposé pour les composites UD tient compte des propriétés orthotropes du matériau et de la géométrie de l'outil traduite par les angles de coupe et l'usure.

3.1 Modèle D'Everstine et Rogers (1971)

Le premier modèle analytique de coupe des composites a été développé par Everstine et Rogers [Eve-71]. Le modèle est élaboré dans le cadre de la coupe orthogonale. Le matériau est considéré homogène, incompressible et indéformable dans la direction des fibres. La répartition des fibres est supposée uniforme. La seule configuration de coupe étudiée correspond à une disposition horizontale des fibres. L'influence du rayon d'arête n'a pas été considérée.

La théorie des grandes déformations a été appliquée pour établir les conditions d'équilibre dans le copeau et dans la surface usinée. En tenant compte du comportement plastique du matériau et en supposant la continuité du copeau, ils ont pu déduire l'effort de coupe. Il est donné par l'Eq.1.3 en fonction des propriétés du matériau et de la géométrie de l'outil.

$$F_c = \xi \pi f \sigma^u \left(\tan\left(\frac{\pi}{2} - \gamma\right) + \tan(\delta) \right) \quad (1.3)$$

ξ est la distance orthogonale variant de 0 à f , et δ l'angle d'orientation de la résultante d'efforts. La capacité de ce modèle à prédire les efforts de coupe est très limitée. En effet il ne considère qu'une seule configuration de coupe et il ne prend en considération ni le défaut d'acuité d'arête ni des géométries particulières de l'outil de coupe. Plusieurs hypothèses sur le comportement du matériau ne sont pas justifiées pour le cas des composites (homogénéité, déformation plastique, continuité du copeau).

3.2 Modèle de Takeyama et Lijima (1988)

Le modèle développé par Takeyama et Lijima [Tak-88] dérive de celui de Merchant [Mer-45a, Mer-45b] basé sur la minimisation de l'énergie de coupe. Ce dernier, permet de modéliser la formation du copeau continu (cas des métaux) et de prédire les efforts de coupe. Le modèle ne considère pas le défaut d'acuité d'arête et ne considère que le cisaillement plastique dans la zone de cisaillement primaire. Le comportement du matériau est supposé parfaitement plastique.

L'approche consiste à exprimer les deux composantes de l'effort de coupe en fonction de l'angle de frottement outil-copeau (β), l'angle de coupe (γ) ainsi que l'angle de cisaillement (φ).

Takeyama et Lijima [Tak-88] ont appliqué le modèle de Merchant pour aboutir aux expressions suivantes de l'effort de coupe :

$$F_c = b \cdot f \cdot \tau(\theta') \frac{\cos(\beta-\gamma)}{\cos(\varphi+\beta-\gamma) \cdot \sin(\varphi)} \quad (1.4)$$

$$F_t = b \cdot f \cdot \tau(\theta') \frac{\sin(\beta-\gamma)}{\cos(\varphi+\beta-\gamma) \cdot \sin(\varphi)} \quad (1.5)$$

τ est la contrainte limite à la rupture, son expression est une relation empirique obtenue par des essais expérimentaux en faisant varier θ' définissant l'angle entre la direction des fibres et le plan de cisaillement primaire (voir schéma au Tableau 1.6). Selon les auteurs, le modèle donne des efforts de coupe qui corrèlent bien avec les mesures. Ce modèle a été critiqué par Bhatnagar et al. [Bha-95] pour les raisons suivantes :

- le modèle ne tient pas compte de la direction de coupe. En effet, des observations expérimentales [Sak-83, Kön-85] ont montré que la formation du copeau est affectée par la direction de coupe en gardant la même orientation des fibres ;
- la mesure de l'angle de cisaillement est généralement non envisageable lors d'une opération de coupe. Le copeau formé par usinage d'un matériau composite est généralement fragmenté. La mesure de l'épaisseur du copeau qui permet ensuite de déterminer l'angle de cisaillement devient donc onéreuse et, dans certains cas, quasi-impossible à la différence des cas des métaux ;
- le modèle considère le rapport entre l'effort de coupe et l'effort d'avance (coefficient de frottement) indépendant de l'orientation des fibres. Le calcul des efforts de coupe par l'intermédiaire d'une valeur moyenne du coefficient de frottement peut donner des résultats erronés ;
- l'essai utilisé pour déterminer la contrainte limite au cisaillement n'a pas été précisé. La validité des résultats obtenus doit être, alors, interprétée avec beaucoup de précaution car un essai simple de cisaillement ne permet pas de déterminer la limite au cisaillement d'un matériau composite.

3.3 Modèle de Bhatnagar (1995)

Bhatnagar et al. [Bha-95] ont appliqué le modèle de Merchant pour déterminer les efforts de coupe dans une seule direction de coupe $90^\circ \leq \theta \leq 180^\circ$. Les auteurs supposent que la rupture de la matrice aura lieu toujours dans le plan porté par la direction des fibres. L'effet de la température a été négligé. La contrainte limite de cisaillement varie avec l'orientation des fibres, donc le coefficient de frottement est fonction de l'orientation des fibres alors que le cisaillement est supposé indépendant de l'angle de coupe. La limite de cisaillement (τ_0) a été déterminée par l'essai *Iosipescu*. Les expressions des efforts de coupe sont les mêmes que celles données par les Eqs. 1.4 et 1.5 sauf que l'angle de cisaillement a été substitué par l'angle d'orientation des fibres.

Les valeurs de la contrainte limite à la rupture en cisaillement obtenues par les essais de coupe sont proches de celle déterminées par l'essai *Iosipescu* en particulier pour les orientations de fibres inférieures à 60° . Au-delà de cette orientation, l'écart entre les deux valeurs est plus grand.

Lasri [Las-09] a critiqué la méthode de validation des résultats par l'essai *Iosipescu*. Il considère qu'elle n'est pas suffisamment rigoureuse pour les raisons suivantes :

- les essais de cisaillement *Iosipescu* ont été effectués avec des vitesses de chargement faibles (1 mm min^{-1}) comparées à celles utilisées pour la coupe des composites. Par conséquent, les essais de cisaillement ne tiennent pas compte des effets dynamiques rencontrés en usinage ;
- le chargement appliqué pendant les essais est uniaxial. Cependant l'usinage consiste en un chargement multiaxial ;
- les résultats obtenus pour la détermination des efforts de coupe en appliquant le théorème de Merchant [Mer-45a, Mer-45b] doivent être traités avec beaucoup de précaution pour les raisons suivantes :
 - (i) les composites génèrent des copeaux discontinus voire poudreux alors que le modèle de Merchant convient plutôt pour les métaux où le copeau est continu ;
 - (ii) le matériau est supposé à comportement parfaitement plastique alors que les matériaux composites ne satisfont pas cette condition.

Le modèle n'est valable que pour des vitesses de coupe relativement faibles. En pratique, les vitesses de coupe utilisées sont nettement supérieures à (1.18 m min^{-1}). Une augmentation de la vitesse de coupe durant les essais exige la prise en considération de la génération et la dissipation de chaleur.

Le modèle de Merchant ne tient pas compte de l'influence de l'acuité d'arête. Par ailleurs, l'outil est susceptible de subir d'éventuelles usures pouvant modifier drastiquement le comportement de coupe.

3.4 Modèle de Pwu et Hocheng (1998)

Pwu et Hocheng [Pwu-98] ont montré à travers une étude expérimentale que la formation de copeau est gouvernée par trois types de sollicitations qui changent en fonction de l'orientation des fibres. Ils ont ainsi distingué la flexion, le flambement et le délaminage. Un modèle basé sur la théorie des poutres et la mécanique de la rupture a été alors proposé. Il consiste à corréler l'effort de coupe (F_c) à la longueur (L) et l'épaisseur du copeau (t_c). Quand la direction de coupe est perpendiculaire à l'orientation des fibres, le volume susceptible de se transformer en copeau est modélisé par une poutre en porte-à-faux. La poutre est fixée à son extrémité gauche (Tableau 1.6). Elle est soumise à un effort concentré qui correspond à l'effort de coupe.

L'effort de coupe mesuré expérimentalement est introduit ensuite dans l'expression analytique pour calculer la longueur du copeau. La comparaison des résultats analytiques et numériques a révélé une sous-estimation de la longueur du copeau. Afin d'améliorer les prédictions, les mécanismes de rupture mis en jeu devraient être pris en considération.

3.5 Modèle de Zhang et al. (2001)

Dans le même contexte, Zhang et al. [Zha-01] ont développé un modèle analytique de coupe

orthogonale. Le modèle est limité aux orientations inférieures à 90°. A l'image des mécanismes réels observés, la zone de coupe a été modélisée par trois régions distinctes (voir [Figure](#) associée au [Tableau 1.6](#)): formation du copeau (région 1), pression (région 2), retour élastique (région 3). Dans la région 1, la rupture se produit au niveau de la section transversale de la fibre (cas de grandes orientations) et se propage ensuite le long de l'interface fibre-matrice. La région 2 se situe en amont du rayon d'arête. La pression exercée par l'outil sur la pièce est modélisée par un contact cylindre-plan. La pression de contact est supposée élastique, et égale à la somme des pressions développées dans différentes parties de cette région. Afin de tenir compte de l'endommagement de la matrice (contact non élastique), la pression réelle est obtenue en multipliant la pression totale par un coefficient correctif (K) déterminé expérimentalement pour différentes orientations des fibres. La région 3 correspond à la zone tertiaire (par analogie à la coupe des métaux). Elle est située entre la face de dépouille et la surface usinée. Le contact est modélisé par un système "buté-plan".

L'effort global de coupe étant estimé à la somme simple de différentes composantes ayant été calculées séparément dans chacune des régions. Malgré la capacité du modèle à estimer raisonnablement les tendances globales des efforts, les écarts entre les valeurs mesurées et calculées restent néanmoins significatifs. Les erreurs maximales dans la prédiction de l'effort de coupe et de l'effort d'avance sont respectivement 27% et 37%. Selon les auteurs, le modèle permet de décrire globalement le mécanisme de formation du copeau. Les erreurs éventuelles de mesures et les défauts de fabrication peuvent affecter la pertinence du modèle. Cependant, plusieurs hypothèses entreprises dans le modèle mériteraient d'être revues :

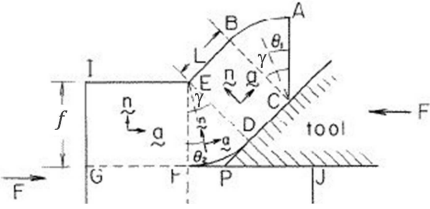
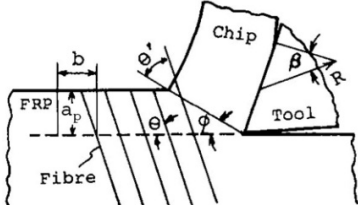
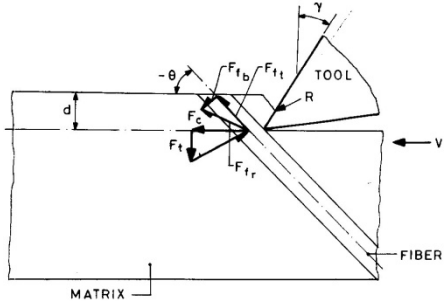
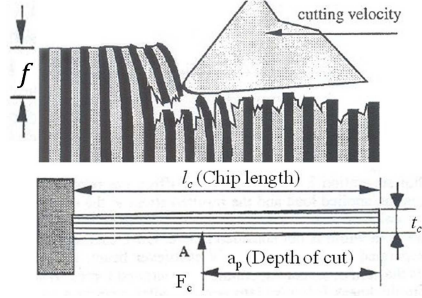
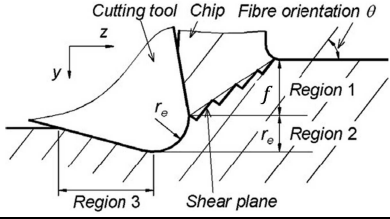
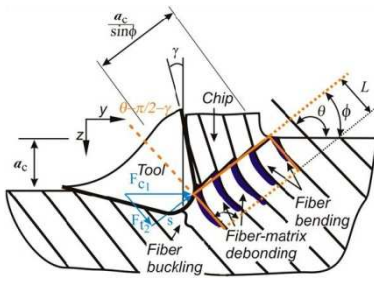
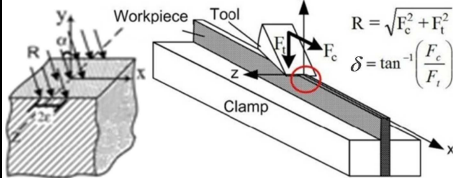
- la profondeur de passe est supposée égale à l'épaisseur du copeau. Cette hypothèse n'est pas toujours valide. La position de la région de cisaillement et, par conséquent, les efforts locaux peuvent être erronées ;
- Le rayon d'arête est supposé arrondi. En pratique, le rayon d'arête peut éventuellement évoluer avec l'usure ;
- le contact dans les régions 2 et 3 est supposé purement élastique. Le comportement de la matrice thermoplastique à des températures élevées est élastoplastique [\[San-92\]](#) ;
- pour tenir compte de l'endommagement de la matrice, la pression déterminée analytiquement a été multiplié par un facteur correcteur. Les auteurs ne donnent pas de détails sur la méthode de détermination de ce coefficient ni des conditions opératoires ;
- le coefficient de frottement est maintenu constant en fonction de l'orientation des fibres ;
- le retour élastique est considéré total et instantané. En pratique le retour élastique peut se produire après passage de l'outil. Il en résulte une mauvaise estimation de la surface de contact et donc des efforts de coupe.

3.6 Modèle de Jahromi et al. (2010)

Jahromi et al. [\[Jah-10\]](#) ont, de leur côté, proposé un modèle analytique. Le comportement de la matrice est supposé élastoplastique. Le modèle permet de prédire les efforts de coupe pour des orientations comprises entre 0° et 90°. En s'appuyant sur des observations expérimentales, les auteurs ont distingué trois mécanismes contrôlant la formation du copeau à savoir (i) la flexion des fibres, (ii) le micro flambement des fibres, et (iii) le cisaillement de la matrice.

Tableau 1.6

Exemples des approches analytiques développées pour la modélisation de la coupe orthogonale.

Authors	Model	Output variables
Everstine et al., 1971 [Eve-71]		$F_c = \xi \cdot \pi \cdot f \cdot \sigma^u (\tan(\frac{\pi}{2} - \gamma) + \tan \delta)$ $0 \leq \xi \leq f$ $0 \leq \delta \leq \beta$ $\beta \approx \frac{f}{t-f} \frac{1 - \sin \gamma}{\cos \gamma}$
Takeyama et al., 1988 [Tak-88]		$F_c = \frac{b \cdot f \cdot \tau(\theta) \cos(\beta - \gamma)}{\cos(\varphi + \beta - \gamma) \sin(\varphi)}$ $F_t = \frac{b \cdot f \cdot \tau(\theta) \sin(\beta - \gamma)}{\cos(\varphi + \beta - \gamma) \sin(\varphi)}$
Bhatnagar et al., 1995 [Bha-95]		$\tau = \frac{(F_c \cos \theta - F_t \sin \theta)}{\frac{A_0}{\sin \theta}}$
Pwu et al., 1998 [Pwu-98]		$l_c = f + \frac{\sigma^u b t_c^2}{6 F_c}$
Zhang et al., 2001 [Zha-01]		$F_c = \tau_1 \cdot t \cdot f \frac{\sin \varphi \tan(\varphi + \beta - \gamma) + \cos \varphi}{\frac{\tau_1}{\tau_2} \cos(\theta - \varphi) \sin \theta - \sin(\theta - \varphi) \cos \theta} + P(\sin \theta + \mu \cos \theta) + \frac{1}{2} r_e \cdot E_3 \cdot t \cos^2 \alpha$ $F_t = \tau_1 \cdot t \cdot f \frac{\cos \varphi \tan(\varphi + \beta - \gamma) - \sin \varphi}{\frac{\tau_1}{\tau_2} \cos(\theta - \varphi) \sin \theta - \sin(\theta - \varphi) \cos \theta} + P(\cos \theta - \mu \sin \theta) + \frac{1}{2} r_e \cdot E_3 \cdot t (1 - \mu \cos \alpha \sin \alpha)$
Jahromi et al., 2010 [Jah-10]		$\rightarrow \theta < \pi/2 + \gamma$ $F_c = -\psi \cos \theta + \max(S^{shear} , S^{bend}) \cdot \eta_{RVE} \cdot \vartheta_f$ $F_t = \psi \sin \theta - \mu F_c$ $\rightarrow \theta \geq \pi/2 + \gamma$ $F_c = -\psi \cdot \cos \theta + \frac{(1 + \mu \sin \gamma)}{\cos \gamma} \cdot \max(S^{shear} , S^{bend}) \cdot \eta_{RVE} \cdot \vartheta_f$ $F_t = \psi \sin \theta - \max(S^{shear} , S^{bend}) \tan \gamma \cdot \eta_{RVE} \cdot \vartheta_f$
Gururaja et al., 2010 [Gur-10]		$R = \sqrt{F_c^2 + F_t^2}$ $\delta = \tan^{-1} \left(\frac{F_c}{F_t} \right)$ <p>Contraintes</p> $\begin{bmatrix} \sigma_{xx} \\ \sigma_{yy} \\ \sigma_{zz} \\ \tau_{xy} \\ \tau_{xz} \\ \tau_{yz} \end{bmatrix}$

Une seule fibre a été modélisée dans la zone de coupe. Les conditions aux limites dépendent principalement de l'orientation des fibres et de la géométrie de l'outil. Ainsi deux cas de figures se présentent :

- $\theta < \frac{\pi}{2} + \gamma$

Dans cette configuration, la formation du copeau résulte de la flexion des fibres et du cisaillement de la matrice. L'extrémité libre des fibres sollicitées est supposée tangente à la surface de coupe. L'effort total de coupe est obtenu par l'addition de l'effort dû à la flexion des fibres (F_{c1}) et l'effort maximal de la rupture de la matrice ou de la fibre.

$$F_{c1} = -\psi \cdot \cos(\theta) \quad (1.6)$$

$$F_c = F_{c1} + \max(|S^{shear}|, |S^{bend}|) \cdot \eta_{RVE} \cdot \vartheta_f \quad (1.7)$$

Où ψ ($\psi = G_{LT} \cdot \frac{\pi}{4} \cdot d_f^2 \cdot \frac{b}{2c+d_f}$) est une constante dépendant du matériau, G_{LT} le module de cisaillement des fibres, d_f le diamètre de la fibre, b la largeur de coupe, c l'espacement entre deux fibres consécutives, η_{RVE} le nombre d'éléments du volume représentatif, et ϑ_f le volume des fibres. L'effort nécessaire pour engendrer la rupture d'une seule fibre est multiplié par η_{RVE} pour calculer l'effort total de coupe. S^{shear} est la force latérale provoquée par le cisaillement de la matrice. Elle est obtenue quand la contrainte en cisaillement atteint la limite à la rupture. S^{bend} est l'effort latéral qui a engendrée la rupture de la fibre.

En ajoutant l'effort de flexion dans la direction d'avance (F_{t1}) à l'effort de frottement, il est possible de déterminer l'effort d'avance total:

$$F_{t1} = \psi \cdot \sin(\theta) \quad (1.8)$$

$$F_t = F_{t1} - \mu(F_{c1} + \max(|S^{shear}|, |S^{bend}|) \cdot \eta_{RVE} \cdot \vartheta_f) \quad (1.9)$$

Où μ est le coefficient de frottement. S^{shear} et S^{bend} sont déterminées après calcul de la longueur endommagée de la fibre qui s'obtient par la résolution de l'équation d'équilibre énergétique.

- $\theta \geq \frac{\pi}{2} + \gamma$

Dans cette configuration, les fibres sont sollicitées en flambement alors que la matrice est toujours soumise au cisaillement. Les conditions aux limites ainsi que les expressions de la contrainte de cisaillement dans la matrice et de l'effort normal sont différentes par rapport à l'autre configuration. Le comportement de la matrice est considéré élastoplastique. La longueur endommagée est déterminée par l'équation de l'énergie potentielle et l'expression de l'effort latéral conduisant à la rupture de la fibre. La valeur maximale issue de la résolution de l'équation de l'énergie potentielle est retenue. L'effort total de coupe résulte du micro flambement, de la flexion des fibres et du cisaillement de la matrice. Elle est décrite par l'Eq.1.10 :

$$F_c = -\psi \cdot \cos(\theta) + \frac{\max(|S^{shear}|, |S^{bend}|)}{\cos(\gamma)} \cdot \eta_{RVE} \cdot \vartheta_f \cdot (1 + \mu \cdot \sin(\gamma)) \quad (1.10)$$

L'effort d'avance est donnée par :

$$F_t = \psi \cdot \sin(\theta) - \max(|S^{shear}|, |S^{bend}|) \cdot \tan(\gamma) \cdot \eta_{RVE} \cdot \vartheta_f \cdot (1 + \mu \cdot \sin(\gamma)) \quad (1.11)$$

Les valeurs prédites par le modèle présentent une discontinuité due essentiellement au changement du mécanisme de déformation. L'écart entre l'effort analytique et l'effort mesuré est assez important malgré la capacité du modèle à reproduire l'allure de l'effort de coupe en fonction de l'orientation des fibres. Les erreurs enregistrées ont été principalement attribuées à l'inadéquation des conditions aux limites choisies pour décrire les sollicitations propres à la fibre et la matrice. Les conditions aux limites choisies conviennent plus aux cas d'angles de coupe assez élevés. La fraction volumique des fibres peut éventuellement affecter la précision des résultats vu que la répartition des fibres traduite par η_{RVE} n'est pas parfaite. Les propriétés mécaniques changent à l'échelle des fibres donc elles peuvent aussi influencer les valeurs des efforts de coupe calculées. La limite à la rupture à l'échelle micro est généralement supérieure à la limite macro-mécanique puisque localement le nombre de défauts est relativement plus faible.

Le choix de certains paramètres tels que la position de la contrainte de cisaillement maximale et le coefficient de frottement dans les deux configurations n'était pas justifié. Ces paramètres ont également une grande influence sur la fiabilité des prédictions.

3.7 Modèle de Gururaja et al. (2010)

L'endommagement en profondeur des pièces usinées est l'un des paramètres les plus importants qui déterminent l'intégrité des surfaces usinées. Gururaja et al. [Gur-10] ont mené une étude sur la répartition des contraintes en coupe orthogonale des composites à renfort fibreux. L'endommagement se produit lorsque la contrainte atteint la limite à la rupture. Un effort linéique d'amplitude constante est imposé sur la surface à usiner. Il est incliné d'un angle (α) par rapport à l'orientation des fibres et il représente la résultante des deux efforts de coupe. Le champ de contraintes dans la pièce est déterminé par la formulation analytique de Lekhnitskii [Lek-77]. Le modèle est basé sur les hypothèses suivantes :

- les vitesses de coupe sont faibles, les déformations plastiques, viscoélastiques et thermiques sont supposées négligeables par rapport à la déformation élastique ;
- le composite est considéré homogène équivalent à comportement élastique linéaire ;
- le chargement appliqué est considéré quasi-statique puisque les CMP sont peu sensibles à la vitesse de déformation à cause de leur fragilité ;
- le problème est résolu dans le cadre de l'hypothèse de déformation plane ;
- les effets de frottement et de génération de chaleur ont été négligés.

Dans le but de valider le modèle pour différentes orientations, les contours des contraintes de cisaillement maximales ont été comparés aux franges obtenus par photoélasticité d'un composite Verre/Polyester idéalisé (de faible fraction volumique des fibres). Les contours de contraintes dans la pièce usinée au niveau de la zone de coupe correspondent bien à ceux obtenus par photoélasticité. Par ailleurs, l'écart entre les deux résultats est flagrant quand la surface de contact outil-pièce augmente. Les auteurs attribuent l'erreur à l'incompatibilité de l'hypothèse de déformation plane au voisinage de la pointe de l'outil. La photoélasticité étant limitée aux composites à faible fraction volumique de fibres, la théorie de Hashin [Has-80] a été alors utilisée pour estimer la rigidité du composite. L'angle de chargement est restreint à trois orientations et les vitesses de coupe sont largement inférieures à celles utilisées en pratique.

La limitation des approches analytiques à modéliser les cas réels de coupe des CMP ont poussé les chercheurs à explorer d'autres alternatives plus efficaces de modélisation, notamment, les approches numériques.

4 Approches numériques

Récemment, avec le développement des outils numériques, de nombreux modèles numériques se basant principalement sur la méthode des éléments finis ont vu le jour. Ces modèles ne cessent de se développer permettant d'une part une meilleure compréhension de la physique de la coupe et d'autre part une maîtrise des effets induits principalement sur l'intégrité de surface. Seule l'approche numérique permet d'accéder à des variables internes du problème telles que les champs de déformations, de contraintes et de températures. La quasi-totalité des modèles numériques sont développés dans la configuration de coupe orthogonale et s'appuient sur la méthode des éléments finis (MEF).

4.1 Méthodes numériques

4.1.1 Méthodes des éléments discrets

Dernièrement la méthode des éléments discrets (MED) a été également utilisée pour modéliser la coupe des composites. La [Figure 1.14](#) constitue un exemple type de formation du copeau à 45° et 0°.

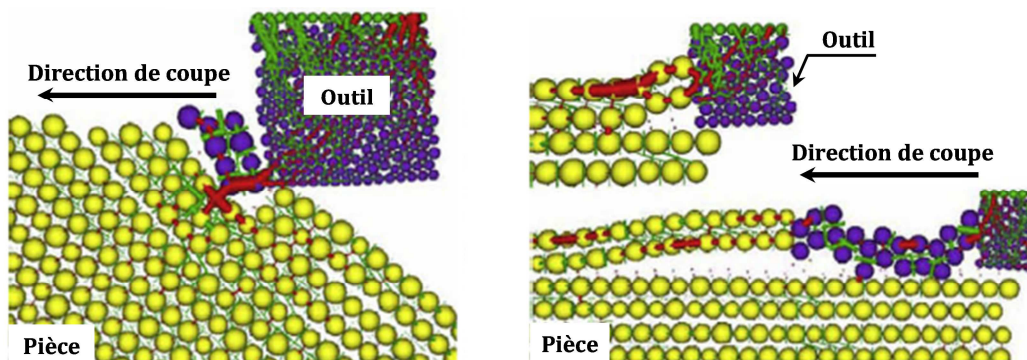


Figure 1.14. Modélisation de la coupe orthogonale par la méthode MED [Ili-10b].

Les modèles de types éléments discrets ont été principalement utilisés dans des applications géotechniques. Leur exploitation dans d'autres disciplines comme la simulation des procédés de fabrication est récente. Cette méthode permet de décrire le comportement du matériau par un ensemble de systèmes ressorts-amortisseurs. Le modèle est constitué d'un ensemble de particules généralement sphériques liées entre elles par des raideurs. Leur mouvement est basé sur une description lagrangienne et le problème est résolu en dynamique moléculaire. Des lois de contact sont utilisées pour calculer les efforts exercés sur chacune des particules. Les lois fondamentales de la dynamique permettent de déterminer la trajectoire de chaque particule en tenant compte des réactions physicochimiques et de l'interaction entre les particules. Iliescu et al. [Ili-10b] étaient les seuls à proposer un modèle numérique basé sur la méthode MED pour

expliquer les mécanismes de formation du copeau et prédire les efforts de coupe et la pression de contact. Le modèle est développé pour la coupe orthogonale du composite à fibres de carbone.

La méthode MEF est cependant beaucoup plus utilisée vu sa capacité à résoudre des problèmes à géométries et rhéologies complexes. Dans la littérature, trois formulations sont utilisées pour décrire le mouvement de la matière en usinage : (i) eulérienne, (ii) lagrangienne, (iii) arbitraire eulérienne-lagrangienne.

4.1.2 Approche eulérienne

L'approche eulérienne consiste à définir une région de l'espace au travers de laquelle s'écoule la matière considérée comme un fluide. Les géométries initiale et finale du modèle sont définies avant le calcul. Un ensemble de conditions aux limites sur les surfaces libres du modèle permet d'obtenir un régime stationnaire d'un copeau continu. L'avantage de la formulation eulérienne se traduit par son aptitude à pallier aux problèmes de distorsion de maillage. Cependant elle présente trois inconvénients qui limitent son utilisation pour la simulation de la coupe des CMP. Le premier est lié à la difficulté d'atteindre la phase stationnaire dans le cas des matériaux composites. Le deuxième est lié à la difficulté de mise en place du modèle lui-même pour les CMP. Plusieurs erreurs dues aux rotations et aux non-linéarités géométriques lors du calcul peuvent affecter la précision des résultats. Le troisième est associé à la modélisation du copeau. Un plan d'essais est exigé pour définir une géométrie grossière du matériau. Pour des orientations intermédiaires, le copeau est de forme poudreux. Il est donc impossible d'implémenter un modèle de coupe d'un matériau composite en utilisant l'approche eulérienne.

4.1.3 Approche lagrangienne

Dans cette approche, chaque point d'intégration du maillage suit le mouvement d'un point matériel auquel il est associé. Sous l'effet de sollicitations, des propriétés de contact et des conditions aux limites, le maillage est déformé permettant ainsi de simuler la formation du copeau. Aucune prédéfinition de géométrie n'est nécessaire, seule la géométrie initiale est requise. Néanmoins, cette approche requière la définition d'un critère de séparation. Deux méthodes permettent de réaliser la séparation de matière. La première consiste en un déboutonnage des nœuds préalablement attachés [Aro-97, Aro-02] généralement selon un critère géométrique (distance entre les nœuds). La deuxième technique élimine les éléments qui obéissent à un critère de rupture [Mah-01, Mka-08, Mka-09]. Malgré ses nombreux inconvénients dus principalement à la distorsion du maillage, l'approche lagrangienne reste la seule formulation utilisée en usinage des CMP.

4.1.4 Approche ALE

Cette approche est un compromis permettant de profiter des avantages de chacune des approches eulérienne et lagrangienne. Généralement la partie eulérienne est limitée à la zone de

coupe pour s'affranchir des problèmes de distorsion de maillage et de gestion de contact. Le reste du modèle est décrit par un maillage lagrangien. Il est donc possible de décrire la formation de copeau sans définition de géométrie initiale. L'approche ALE est également non appropriée pour la coupe des composites car elle est incapable de traduire le copeau généralement de nature poudreuse.

Le problème de coupe orthogonale est modélisé en dynamique et en quasi-statique. Les simulations quasi-statiques [Aro-97, Mah-01, Aro-02, Zit-05, Nay-05b, Rao-08] supposent que la coupe est stationnaire vu les vitesses de coupe faibles utilisées. L'approche dynamique est plus appropriée car le temps de calcul est réduit et les problèmes de convergences sont écartés [Mka-08, Mka-09, San-10, San-11, Sol-11, Cal-12].

4.2 Modélisation de l'opération de coupe

4.2.1 Modélisation de l'outil

Plusieurs choix sont possibles pour modéliser le comportement de l'outil. Le choix dépend principalement de l'objectif de l'étude. Les simulations qui ont pour but d'étudier la formation du copeau, les efforts de coupe ou les endommagements induits dans la pièce ont tendance à considérer un outil rigide indéformable. Cette hypothèse est justifiée par la nature des matériaux en regard, et en particulier leurs duretés respectives. Dans ce cas, le transfert de chaleur à travers l'outil est négligé. L'influence de la géométrie de l'outil (acuité d'arête, angles de coupe, brise copeau) reste par ailleurs possible. Cependant, l'outil est considéré déformable quand l'étude s'intéresse à son comportement en coupe. Citons dans ce cadre, les travaux de Ramesh et al. [Ram-98] et Arola et al. [Aro-02]. La distribution des contraintes au niveau de la face de dépouille a été étudiée pour prédire et expliquer les mécanismes et l'évolution de l'usure.

4.2.2 Modélisation de la pièce

Le choix de comportement de la pièce est crucial pour pouvoir reproduire les phénomènes physiques interagissant en coupe des composites. Les CMP sont communément connus par leur comportement élastique à rupture fragile. L'élasticité est à l'origine du retour élastique et des contraintes résiduelles dans la pièce usinée. Certains auteurs [Tak-88, San-88, San-92] ont mis en évidence la présence de plasticité relative en coupe sans qu'elle soit pour autant à forte influence. Elle dépend fortement de la nature de la matrice et de la fraction volumique des fibres. L'influence de la vitesse de coupe en usinage a resté par ailleurs relativement marginalisée. Si le comportement du composite dépend de la vitesse de déformation, l'introduction de la viscosité dans le comportement de la pièce devient essentielle. La définition des propriétés thermiques est aussi indispensable pour le comportement de la pièce. Afin d'éviter l'influence des vitesses de déformation et la génération de chaleur, plusieurs études numériques ont été conduites à faibles vitesses de coupe (par exemple à 0.5 m min^{-1} [Rao-07a, Las-09, Cal-12]).

Les différentes études de modélisation de la coupe des CMP peuvent être classées sous deux principales échelles :

- **Echelle macroscopique** : à cette échelle l'étude est focalisée sur le comportement global de la structure sans faire la distinction entre les constituants. Le composite est alors considéré un matériau homogène équivalent (MHE).
- **Echelle microscopique** : Les constituants du matériau (fibre et matrice) sont distingués les uns des autres. On s'intéresse alors à chacune des phases séparément pour décrire le comportement global du matériau.

■ Les modèles macro-mécaniques

L'élaboration d'un modèle macro-mécanique passe par une étape intermédiaire qui consiste en une homogénéisation du composite pour déterminer ses caractéristiques mécaniques à partir des propriétés de ses constituants.

Le premier modèle numérique en coupe des composites a été développé par Arola et Ramulu [Aro-97, Ram-98]. A travers des observations expérimentales, ils ont pu mettre en lumière les modes de rupture (Mode I et II) à l'origine de la formation du copeau. Le matériau (Verre/Epoxy) est supposé de comportement élastique. Le modèle est quasi-statique (vitesses faibles) basé sur l'hypothèse de la coupe orthogonale et l'état des contraintes planes. Les deux modes de rupture sont modélisés en imposant le chemin de la fissure à l'aide d'une séparation nodale. La fissuration en mode I se produit lorsque la contrainte normale ou de cisaillement atteint une valeur critique. La fissuration en mode II se produit lorsque le critère des contraintes maximales ou de Tsai-Hill est vérifié. Ainsi, la formation du copeau est considérée complète lorsque l'un de ces deux critères de rupture est vérifié sur le bord libre de la pièce. L'effort de coupe prédit par le modèle numérique est en accord avec les résultats expérimentaux. En revanche, l'effort d'avance présente des erreurs considérables qui vont jusqu'à 50%. Elles peuvent être dues à :

- la prédéfinition du plan de rupture primaire et secondaire ;
- la négligence du retour élastique sur la face de dépouille dont la contribution dans l'effort d'avance peut être considérable ;
- la définition du maillage en amont de l'outil.

Un deuxième modèle (Figure 1.15a) basé sur les mêmes hypothèses a été développé par Arola et al. [Aro-02] pour étudier l'influence de la géométrie de l'outil sur les efforts de coupe, l'endommagement induit et la distribution des contraintes dans l'outil. La longueur de la rupture primaire est déterminée par des observations expérimentales. La simulation converge quand il y a formation d'une entité séparée de copeau correspondant à un déplacement seuil de l'outil. Une approche itérative a été alors utilisée pour déterminer le déplacement de l'outil nécessaire à la formation du copeau. L'effort maximal est mesuré pendant ou juste avant la rupture secondaire.

Les deux modèles mettent en évidence la sensibilité du processus d'enlèvement de matière à l'orientation des fibres. La distribution de l'endommagement et des contraintes dans la pièce est plus remarquable à orientation des fibres relativement grandes ($\theta \geq 60^\circ$). La zone endommagée est plus large en particulier en profondeur. L'endommagement maximal (profondeur de 160 μm) a été enregistré pour une orientation de 90° et un angle de coupe nul se traduisant par un effort de coupe maximal. L'endommagement induit est minimal pour une orientation des fibres

égale à 30° et un angle de coupe de 10° .

Ramesh et al. [Ram-98] ont développé un modèle numérique en s'appuyant sur la théorie de plasticité pour les matériaux anisotropes (Figure 1.15b). L'étude a porté sur quatre types de composites unidirectionnels (Bore/Epoxy, deux composites de type Verre/Polyester et un Carbone/Epoxy). Quatre orientations ont été étudiées à savoir : 0° , 45° , 90° et 135° . Le comportement de la pièce est décrit par une loi élastoplastique. La rupture donnant lieu à la formation d'une fissure macroscopique est basée sur le critère de Vaziri et al. [Vaz-92].

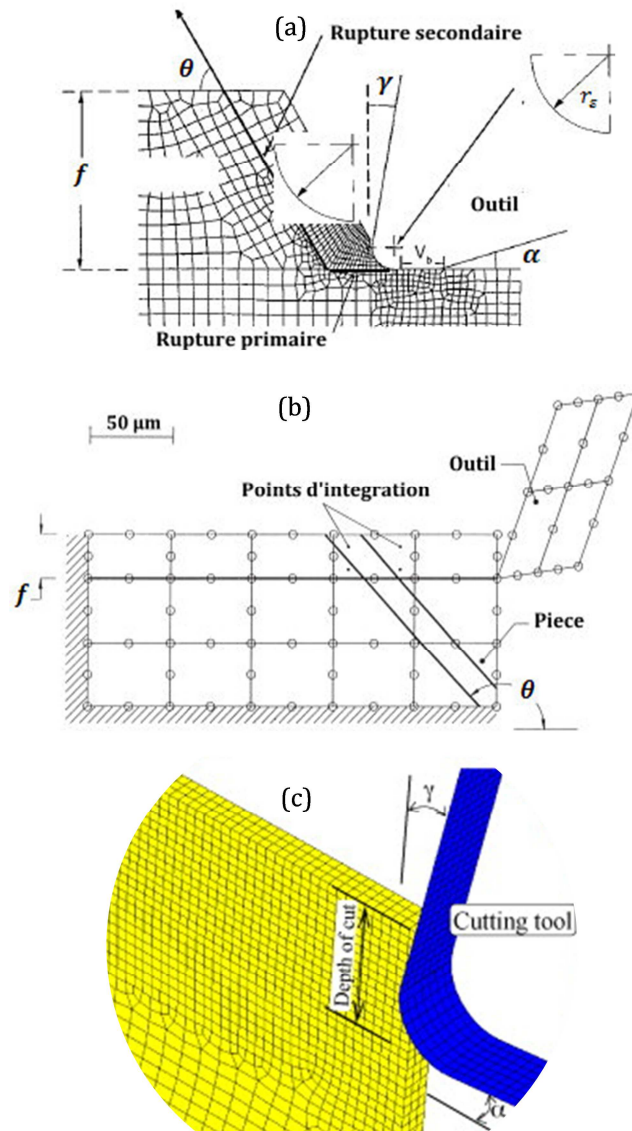


Figure 1.15. Modélisation de la coupe orthogonale des composites à fibres de carbone.

(a) Arola et al. [Aro-02], (b) Ramesh et al. [Ram-98] et (c) Rao et al. [Rao-08].

La particularité de ce modèle est la substitution des contraintes limites élastiques par les contraintes à la rupture. L'analyse des efforts et des contraintes a permis de souligner les points suivants :

- la déformation plastique est très faible. La valeur maximale est de l'ordre de 0.00877 ;
- l'effort de coupe minimal correspond à une orientation des fibres de 135° . La comparaison de l'effort de coupe prédit et les mesures issues des travaux de Bhatnagar et al. [Bha-95] conduit aux mêmes tendances.

Mahdi et Zhang [Mah-01] ont proposé un modèle numérique bidimensionnel et quasi-statique sous le code de calcul ADINA. Le composite est supposé anisotrope, homogène-équivalent, a comportement élastique. Le critère de rupture est de type Tsai-Hill. Afin de faciliter la convergence, l'analyse a été segmentée. A chaque pas de calcul, les nœuds en contact avec la pièce sont régénérés. L'effort de coupe correspond à la somme des efforts résultants de chaque point de contact. Le modèle a été validé en comparant les efforts de coupe prédits avec les efforts mesurés de Wang et Zhang [Wan-00]. L'écart modèle-essai constaté a été principalement attribué à l'hypothèse d'homogénéisation.

Bhatnagar et al. [Bha-04] ont développé un modèle numérique bidimensionnel dans le cadre de l'hypothèse de contraintes planes. Le composite est considéré anisotrope, homogène équivalent. L'objectif de l'étude visait l'analyse des endommagements induits dans la pièce La rupture est contrôlée par un critère de séparation nodale. Le critère de Tsai-Hill a été cependant utilisé pour décrire l'enveloppe de la surface endommagée. Les endommagements prédits par le modèle numérique corrént bien avec les mesures surtout pour les faibles avances et les faibles orientations ($\theta \leq 60^\circ$). L'endommagement est minimal pour les orientations 15° et 30° , correspondant à un effort de coupe minimal. Il augmente en fonction de l'orientation des fibres et de l'avance. Les écarts entre les valeurs calculées et mesurées ont été attribués à plusieurs facteurs notamment ceux de la santé matière exprimée par :

- les défauts internes (microfissures, cavités, etc.) et des contraintes résiduelles potentielles dans le matériau ;
- l'hétérogénéité du composite malgré la prise en considération de l'anisotropie ;
- l'imprécision des propriétés à l'interface des deux surfaces générées lors de la coupe (valeurs issues de [Tak-88]).

Un modèle statique et tridimensionnel de coupe orthogonale a été également proposé par Zitoune et al. [Zit-05] sous le code de calcul SAMCEF. Une seule orientation a été étudiée. Une fissure de quelques dizaines de micromètres a été initialement implémentée dans la pièce afin de permettre la formation du copeau. La longueur de cette fissure a été déterminée expérimentalement puis optimisée pour diminuer les erreurs dans la valeur de l'effort de coupe. La propagation de la fissure initialement implémentée est basée sur la mécanique de la rupture. L'approche consiste à déterminer l'effort à imposer sur l'outil pour former le copeau selon la Méthode VCEM (Virtual Crack Extension Method) et VCCT (Virtual Crack Closure Technique).

Par ailleurs, Rao et al. [Rao-08] ont développé un modèle numérique tridimensionnel en quasi-statique sous ABAQUS dans le but d'étudier les efforts de coupe et le processus d'enlèvement de matière. Le matériau usiné est considéré orthotrope, homogène-équivalent. La rupture repose sur le critère de Tsai-Hill. Les efforts de coupe sont déterminés par une sommation algébrique des composantes induites par la pression de contact et la contrainte de cisaillement. Les résultats obtenus par le modèle numérique montrent une bonne concordance avec les mesures. Les valeurs numériques sont légèrement inférieures aux valeurs expérimentales. L'erreur est attribuée à la négligence du retour élastique dont la contribution dans l'effort d'avance est importante.

Santiuste et al. [San-10] ont adopté une approche basée sur le critère de rupture de Hashin. La dégradation des propriétés mécaniques du matériau après vérification du critère de rupture tient compte de l'énergie nécessaire à la rupture complète de l'élément. Cela a permis de faire la distinction entre la rupture fragile et ductile correspondant respectivement aux composites à fibres de carbone et à fibres de verre. Afin de valider le modèle, les efforts calculés sont

comparés aux mesures de Bhatnagar et al. [Bha-95] et aux résultats numériques de Lasri et al. [Las-09]. Le modèle prédit l'effort de coupe avec précision alors qu'il estime l'effort d'avance avec un plus grand écart. De leur côté, Santiuste et al. [San-11] ont étudié les déformations hors plan dues à la coupe par une approche tridimensionnel. Ils ont pu démontrer que le mode d'endommagement prédominant est le délaminage. Quant à Soldani et al. [Sol-11], ils ont développé une approche énergétique pour décrire le comportement endommageable du composite. Ils ont analysé l'influence du maillage et de l'énergie de rupture sur la coupe. La géométrie de l'outil et l'énergie de rupture ont tous les deux un effet prépondérant sur les efforts de coupe, le mécanisme de formation du copeau et l'endommagement sub-surfacique.

■ Les modèles micromécaniques

Nayak et al. [Nay-05b] étaient parmi les premiers à proposer un modèle micromécanique bidimensionnel de coupe. Le modèle utilise une seule fibre et 6 orientations. La décohésion de l'interface fibre-matrice est modélisée par une séparation nodale aux contraintes critiques. Les propriétés de l'interface fibre-matrice sont données par Francia et al. [Fra-96] et Meurs et al. [Meu-98]. La décohésion de la fibre est semblable à la propagation d'une fissure suivant la direction des fibres. Le copeau est formé lorsque la fibre est complètement rompue. Contrairement aux modèles macro-mécaniques, les deux efforts calculés sont en accord avec les résultats expérimentaux. Le modèle permet également de prédire l'endommagement induit dans la pièce. L'endommagement est décrit par la distance entre le plan de coupe et la position en profondeur de la fissure générée par décohésion de l'interface fibre-matrice. Les résultats numériques sont en bon accord avec les résultats expérimentaux d'Inoue et al. [Ino-94].

Le travail de Rao et al. [Rao-07a] est la continuité de celui de Nayak et al. [Nay-05b]. A travers une étude numérique validée par des mesures et des observations expérimentales, les auteurs ont pu contribuer à une meilleure compréhension de l'origine des efforts de coupe, de l'endommagement dans la matrice et le délaminage de l'interface fibre-matrice. Le modèle bidimensionnel a été développé sous ABAQUS en quasi-statique (schéma implicite) dans le cadre de l'hypothèse de déformations planes. Dans la zone de coupe, les fibres et la matrice ont été modélisées séparément alors que le reste de la pièce est considérée MHE. L'interface fibre-matrice est modélisée par une zone cohésive à épaisseur nulle. Les fibres (Figure 1.16) ont un comportement élastique fragile et leur rupture se produit lorsque la contrainte principale atteint la contrainte limite en traction ou en compression.

Sur le même principe, les auteurs [Rao-07b] ont développé un autre modèle dont les particularités sont les suivantes :

- le schéma d'intégration est explicite ;
- la rupture dans la zone cohésive est décrite par un critère quadratique.

Les deux modèles ont pu mettre en évidence les observations expérimentales du processus d'enlèvement de matière. L'analyse des contraintes a également permis d'expliquer les mécanismes d'endommagement dans le composite. Les deux modèles ont une bonne capacité à prédire les deux composantes des efforts de coupe.

Une approche hybride micro-macro a été proposée par Mkaddem et al. [Mka-08]. Les auteurs ont utilisé un maillage adaptatif pour remédier aux problèmes de distorsion et afin de pouvoir

générer le copeau sous le code ABAQUS/Explicit. Le matériau composite est considéré homogène équivalent. La masse volumique nécessaire aux calculs a été déterminée par une loi de mélange. Plusieurs orientations et géométries de coupe ont été étudiées.

Le modèle permet de reproduire les mécanismes de formation de copeau. L'orientation des fibres et l'avance sont les paramètres les plus influents qui gouvernent la formation du copeau et les efforts de coupe qui ont été prédits avec une assez bonne précision. Les prédictions sont en bon accord avec les mesures issues de la littérature [Nay-05b].

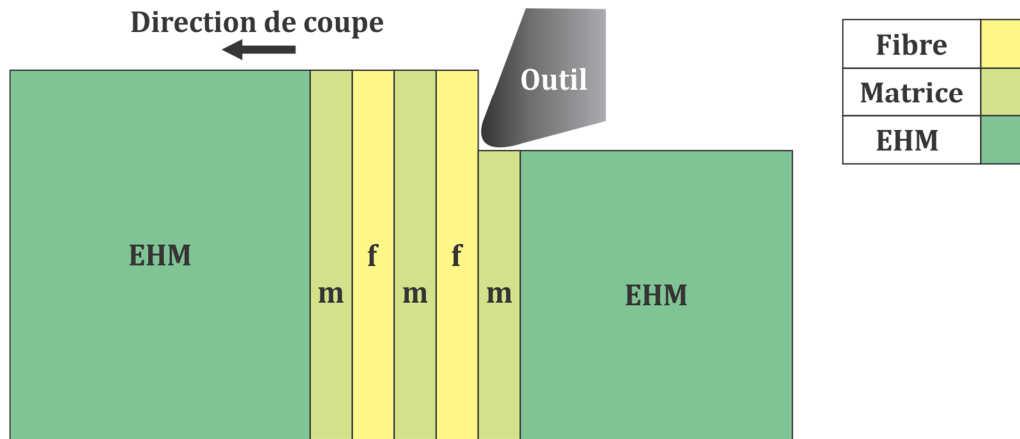


Figure 1.16. Modèle micromécanique de la coupe orthogonale, proposé par Rao et al. [Rao-07a].

Dans leurs travaux, Rentsch et al. [Ren-11] ont fait recours aux éléments cohésifs pour décrire le comportement à l'interface fibre-matrice. La vitesse de coupe utilisée est relativement élevée (100 m min^{-1}). Cela peut expliquer la différence entre les efforts prédits et mesurés par la négligence de l'effet de vitesse de déformation dans la formulation du comportement du matériau.

4.2.3 Gestion de contact

Les conditions de contact à l'interface outil pièce sont particulièrement complexes et fortement dépendantes des conditions de coupe. Le frottement est au cœur des phénomènes présents en usinage des composites. Néanmoins, aucune loi de contact universelle n'existe pour modéliser le frottement en coupe des matériaux composites. Des lois de type Coulomb, avec un coefficient constant et indépendant des conditions de glissement, sont généralement utilisées. Le tableau ci-dessous résume les valeurs introduites par différent auteurs pour modéliser la coupe orthogonale des CMP. Notons la grande disparité dans la littérature. Le choix de ces valeurs est dans plusieurs cas arbitraire.

La génération de chaleur est souvent négligée car les vitesses de coupe utilisées en modélisation numérique sont généralement très faibles. Elles varient de 0.5 m min^{-1} [Rao-07a, Las-09, Cal-12] à 14 m min^{-1} [Bha-04]. Ces hypothèses liées à la gestion de contact ont limité la capacité des modèles numériques à reproduire les phénomènes mis en jeu dans les conditions opératoires réelles.

Tableau 1.7

Coefficient de frottement utilisé dans la modélisation de coupe des composites dans la littérature.

Auteur	Coefficient de frottement
[Aro-97], [Rao-07a, Rao-08], [Ren-11]	0.3
[Aro-02]	0.4
[Las-09], [San-10, San-11], [Sol-11], [Las-11]	0.5
[Nay-05], [Mka-08, Mka-09, Mka-10], [Cal-12]	$0.3-0.9 \{\mu = f(\theta)\}$
[Bha-04], [Zit-05], [Rao-07b], [Nay-05b], [Ram-98], [Mah-01], [Ili-10b]	Négligé, non précisé

Nayak et al. [Nay-05] ont été parmi les premiers ayant identifiés le frottement en fonction de l'orientation des fibres par des essais tribologiques pour s'en servir en modélisation. Un effort normal de 120 N a été exercé sur un pion en composite contre un disque en ARS. Cet effort correspond à la force d'avance maximale obtenue en coupe orthogonale pour le même couple outil-matière. Les valeurs du coefficient de frottement obtenues ont été implémentées pour modéliser le contact outil-pièce. Les résultats de Nayak et al. [Nay-05b] sont valides uniquement pour une fraction volumique des fibres égale à 60%. Mkaddem et al. [Mka-10] ont exploité la relation (1.12), pour accéder à la contribution de chaque élément du composite dans le coefficient de frottement. Ils ont pu ainsi déterminer à travers un modèle numérique l'influence de la fraction volumique des fibres sur le coefficient de frottement global.

$$\mu = a \cdot \theta + b \cdot \vartheta_f \quad (1.12)$$

a et b sont deux paramètres dépendant du matériau.

Mondelin et al. [Mon-10] étaient les premiers à proposer un modèle de frottement en fonction de la vitesse de glissement et de la pression de contact. L'effet de la lubrification sur le frottement a été également étudié. Un tribomètre ouvert a été mis en place pour simuler les conditions de frottement réelles. Le modèle de Zemzemi [Zem-07] initialement développé pour la caractérisation tribologique des alliages métalliques, a été ensuite utilisé pour identifier la part adhésive du frottement. Les valeurs identifiées représentent des paramètres d'entrée pour un modèle numérique. D'après Mondelin et al. [Mon-10], le coefficient de frottement est peu sensible à la pression de contact, à l'orientation des fibres et à la vitesse de glissement utilisée 10 à 20 $m \cdot min^{-1}$. Il varie de 0.06 à 0.12 en fonction des conditions de contact.

Klinkova et al. [Kli-11] ont adapté une méthode initialement appliquée aux métaux pour identifier le coefficient de frottement adhésif lors de l'usinage d'un composite à fibres de carbone [Zem-07]. L'approche consiste à réaliser des essais de frottement sur un tribomètre ouvert (Figure 1.17a), puis d'extraire la part adhésive du frottement moyennant le modèle analytique de Zemzemi [Zem-07]. Le contact outil-pièce est modélisé par un système sphère-plan (Figure 1.37). Le coefficient de frottement ainsi que le flux de chaleur passant par le pion sphérique ont été exprimés en fonction de la vitesse de coupe. La valeur du coefficient de frottement apparent varie de 0.12 à 0.23 pour des vitesses de coupe allant de 10 à 120 $m \cdot min^{-1}$.

Dans ses travaux, Bonnet [Bon-10] a mis en place un nouveau tribomètre de type pion-disque pour mieux reproduire les conditions de frottement en coupe des matériaux composites à renfort fibreux. L'échantillon en composite est mis en rotation à l'aide d'une machine tournante. Il est constitué par des plis orientés à 0°, +45°, -45° et 90° comme illustre la Figure 1.17b.

Le contact pion-pièce est assuré par un vérin hydraulique permettant de maintenir une pression de contact constante. Le pion est de type carbure. La trajectoire de l'outil est décrite par un chemin spiral. Elle permet de reproduire le contact face de coupe-pièce et face de dépouille-

pièce lors d'une opération réelle, typiquement, le perçage.

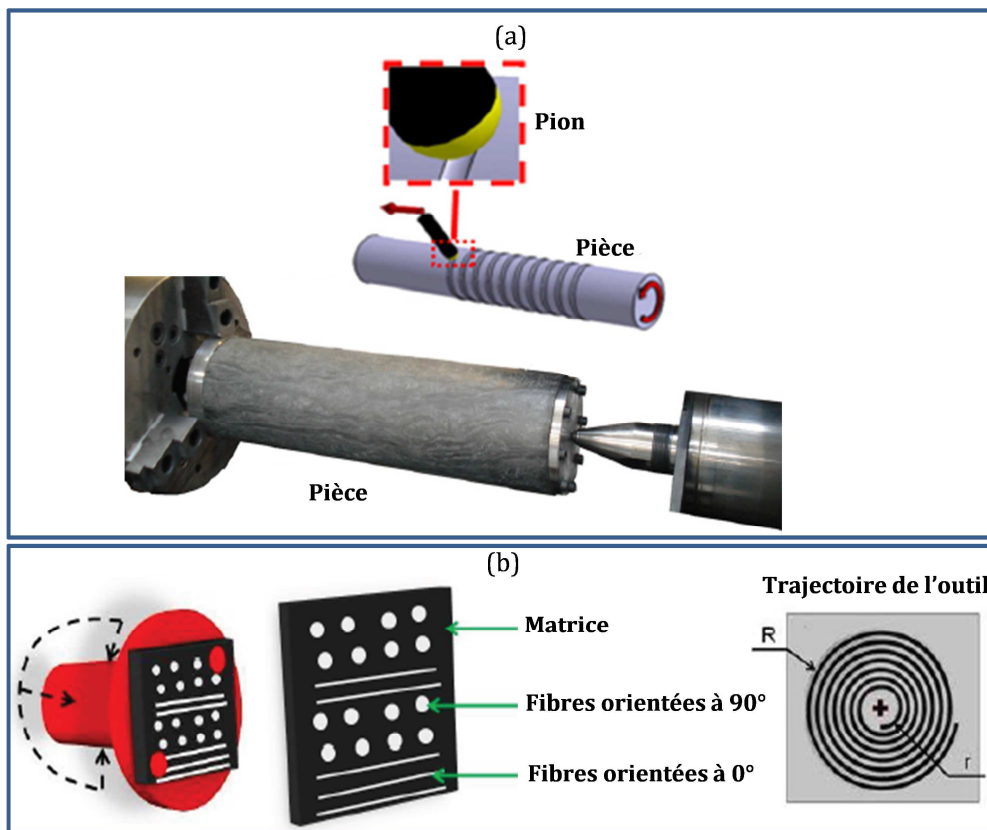


Figure 1.17. Tribomètre ouvert développé par Klinkova et al. [Kli-11] et Bonnet [Bon-10].

Bonnet [Bon-10] a souligné une forte sensibilité du coefficient de frottement à la vitesse de glissement. Il chute de 0.22 à 0.08 pour des vitesses variant de 10 à 200 m min^{-1} . Par ailleurs, la pression de contact n'influe que très peu sur le coefficient de frottement. L'orientation des fibres joue un rôle prédominant sur les valeurs notamment à basses vitesses (10 m min^{-1}). Pour des vitesses de glissement supérieures à 100 m min^{-1} , l'orientation n'a plus d'effet sur le coefficient de frottement.

5 Conclusion

Depuis des décennies, de nombreuses études ont été menées afin de comprendre et modéliser les mécanismes mis en jeu lors de l'usinage des matériaux composites. Ceci était très profitable à l'émergence des technologies en corrélation avec l'apparition de composites de plus en plus innovants disposants des propriétés largement diverses et variées. Néanmoins, les approches d'études et recherches scientifiques restaient jusqu'aux récentes décennies, très fortement inspirées des méthodes développées pour les alliages monophasiques, typiquement, les métaux. De plus, elles étaient en grande partie basées sur l'essai expérimental dans l'analyse des phénomènes associés.

Cependant, les modèles analytiques développés à l'image des approches associées aux métaux et à la lumière des observations ont été restreints aux cas simples de coupe et ont montré une grande faiblesse dans l'étude des mécanismes mis en jeu. Le développement des modèles

analytiques généralisés – macro-mécaniques ou micromécaniques – capables de reproduire fidèlement les mécanismes mis en jeu pour plus qu'un cas de coupe des composites présente un challenge toujours d'actualité. Les modèles proposés dans la littérature sont généralement :

- restreints à des conditions opératoires bien particulières, dans plusieurs cas loin de satisfaire les conditions opératoires réelles ;
- souffrent d'une limitation flagrante dans la prédiction des phénomènes physiques à différentes échelles à cause de multiples hypothèses simplificatrices considérées ;
- imposent une précaution non négligeable dans l'interprétation des prédictions des mécanismes liés parfois atypiques dans la coupe des CMP.

Il était ainsi primordial de faire recours à d'autres alternatives permettant de modéliser plus pertinemment la coupe des CMP et de s'affranchir des différentes limites empêchant la bonne compréhension du processus d'enlèvement de matière et des différents phénomènes complexes mis en jeu. L'essor des outils informatiques ces dernières années a permis l'émergence des méthodes numériques, notamment la méthode des éléments finis, offrant ainsi une meilleure flexibilité à la simulation du processus d'enlèvement de matière des matériaux composites ici étudiés. La littérature démontre, cependant, que la fiabilité prédictive de ces approches est directement liée :

- aux choix du modèle devant reproduire l'opération réelle (modèle 2D ou 3D, coupe orthogonale ou oblique, modèle micro ou macro, etc.) ;
- à la définition du comportement du matériau devant être rigoureusement identifiées expérimentalement (propriétés élastiques, paramètres d'endommagement et de rupture, conditions à l'interface, etc.) ;
- à la force du couplage éventuel devant refléter l'interaction entre les différents mécanismes physiques agissants à l'échelle volumique (localisation de déformation, dissipation de chaleur, propagation de fissures, etc.) et surfacique (intégrité de surface, frottement, mode de rupture superficielle, usure, etc.).

D'après les travaux de la littérature associée à la modélisation numérique de la coupe des composites CMP, les conclusions suivantes méritent d'être soulignées :

- dans la majorité des cas d'études, la vitesse de coupe utilisée est très faibles comparée aux vitesses réelles de coupe. Alors que ce choix semble en adéquation avec les hypothèses négligeant les effets de vitesse de déformation et de génération de chaleur difficilement caractérisables, il ne peut être judicieux pour refléter l'opération industrielle ou ces phénomènes évoluent sans aucun doute en forte interaction ;
- les modèles proposés sont dans l'ensemble simplistes et ne présentant pas un couplage multiphysique suffisamment fort pour traduire le processus d'enlèvement de matière des CMP ;
- les modèles sont généralement développés soit en quasi-statique soit en dynamique s'appuyant sur très nombreux hypothèses simplificatrices négligeant même les phénomènes de premier ordre notamment l'effet de la viscosité.

Dans ce contexte, il est donc fort intéressant d'approfondir les analyses pour mettre en place une modélisation multiphysique plus élaboré correctement alimentée, capables à la fois (i) de prendre en compte tous les paramètres agissant sur le comportement du composite en coupe et (ii) de prédire à différentes échelles les mécanismes physiques associés au processus d'enlèvement de matière afin de surmonter les verrous d'actualité.

Chapitre II

Etude expérimentale des composites : Caractérisation du comportement mécanique, tribologique et de coupe

1 Introduction

Au cours d'une opération d'usinage de composite, le matériau est soumis à des conditions extrêmes. Les sollicitations excessives, à des vitesses assez élevées, entraînent de grandes transformations dans le matériau. Le caractère orthotrope et hétérogène du composite et la multitude des phénomènes mis en jeu complique la compréhension du comportement en coupe. L'élasticité gouverne le mécanisme global d'enlèvement de matière. La description des effets de viscosité de la matrice sur le taux de déformation est d'autant plus indispensable que la vitesse de coupe est importante. La cinétique thermique contrôlant la localisation de la chaleur est responsable des variations des propriétés mécaniques pendant l'opération d'enlèvement de matière. L'élévation de la température pourrait être à l'origine d'écoulement plastique de la matrice résineuse ce qui pourrait induire des effets prépondérants sur le comportement du composite et des outils. L'élaboration d'un modèle numérique représentatif de la coupe exige donc une bonne compréhension de divers phénomènes physiques agissant au cours de l'usinage des composites.

L'objectif de ce chapitre est d'explicitier les mécanismes d'enlèvement de matière de deux types de composites à renfort fibreux, et de comprendre leurs modes de rupture en fonction du type de sollicitation du matériau. Trois aspects sont ainsi abordés :

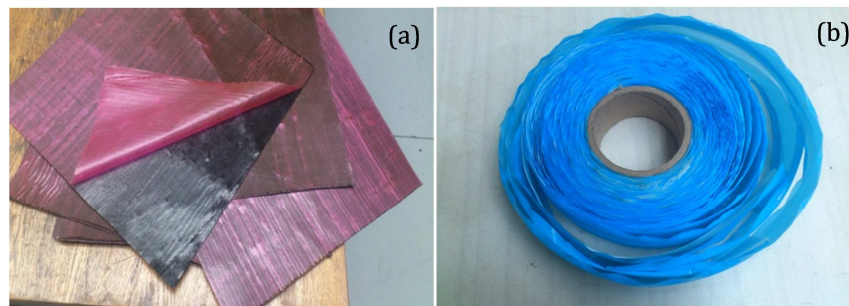
- la première partie, présente les propriétés du pré-imprégné considéré et les étapes de fabrication des éprouvettes qui ont été utilisées dans la caractérisation mécanique et l'étude de la coupe. Les conditions expérimentales et les paramètres identifiés par les essais réalisés pour alimenter le modèle numérique sont récapitulés ;
- la deuxième partie est consacrée à la caractérisation du frottement. Une campagne d'essais tribologiques est réalisée afin d'identifier une loi de frottement généralisée en fonction des propriétés du matériau (i.e. orientation des fibres) et de la pression de contact imposée. Les outils utilisés pour cette campagne d'essais ont été sélectionnés en adéquation avec les conditions de coupe optimales. Ceci a permis d'utiliser la loi identifiée pour piloter la variation du frottement à l'interface outil-pièce dans le modèle proposé et la valider sans pour autant faire recours à d'éventuelles hypothèses. Les données expérimentales macro-mécaniques ont été appuyées par des analyses micromécaniques (MEB) et nanométriques (AFM) pour une compréhension multiéchelle de la tribologie de coupe des composites ;
- la troisième partie discute les conditions retenues pour la conduite des essais de coupe. Les détails du dispositif expérimental de coupe orthogonale, les outils utilisés et le plan essais exécuté sont présentés. L'influence de différents paramètres de coupe sur le processus d'enlèvement de matière, les efforts de coupe et l'état de surface est particulièrement détaillée. Beaucoup d'attention a été portée au phénomène d'usure et aux différents mécanismes associés.

2 Caractérisation mécanique : préparation des éprouvettes d'essai

2.1 Propriétés du pré-imprégné

Deux matériaux ont été considérés dans cette étude. Il s'agit de deux composites à matrice

époxy, renforcés par des fibres longues de carbone et de verre. Ils sont fournis sous forme d'un produit semi fini comme illustré par la [Figure 2.1](#). Le carbone/époxy est livré sous forme de bobine de 1.5 m de largeur, cependant, le verre époxy est livré en bobine de 60 mm de largeur.



[Figure 2.1](#). Pré-imprégnés (a) Carbone/Epoxy et (b) Verre/Epoxy.

L'épaisseur du pré-imprégné est respectivement de 0.6 mm et 0.74 mm pour le Carbone/Epoxy et le Verre/Epoxy qu'on désignera dans la suite par les abréviations respectives "CFRP" et "GFRP". La matière est conservée au congélateur à la température requise de -18°C . Leurs caractéristiques sont résumées au [Tableau 2.1](#).

[Tableau 2.1](#)

Caractéristiques des pré-imprégnés utilisés dans cette étude.

	Propriété	Verre/Epoxy (GFRP)	Carbone/Epoxy (CFRP)
Pré-imprégné	Masse nominale	1418 g m^{-2}	923 m^{-2}
	Cycle de cuisson	15h à 85°C / 10 min à 150°C	450 min à 80°C / 30 min à 120°C
	Pression	0.3 – 3 bar	0.3 – 5 bar
	Epaisseur du pli	0.742 mm	0.6 mm
Matrice	Type	Epoxyde BE M10	Epoxyde M9.6G
	Transition vitreuse	120°C	120°C
	Masse volumique	1.2 g cm^{-3}	1.2 cm^{-3}
	Fraction volumique	29.5%	35%
Fibre	Type	Verre E 2400	Carbone Panex 35
	Forme	Longue	Longue
	Masse volumique	2.6 g cm^{-3}	1.81 g cm^{-3}
	Masse nominale	1000 g m^{-2}	600 g m^{-2}

2.2 Dispositif d'élaboration : presse pneumatique

La mise en œuvre des deux composites est effectuée par moulage à chaud sous pression à l'aide d'une presse pneumatique à plateaux chauffants ([Figure 2.2a](#)). Les pré-imprégnés sont découpés en nappes puis drapés selon l'orientation et le type de plaque souhaitée (unidirectionnelle ou stratifiée) dans un moule en alliage d'aluminium. L'épaisseur de la plaque finie dépend ainsi du nombre d'empilements des nappes disposées dans le moule. Une fois en place, le moule est chauffé et mis sous pression requise pendant un temps bien déterminé à l'aide de la presse pneumatique. Le cycle de cuisson de chaque composite a été établi après plusieurs essais préliminaires autour des plages préconisées dans les notices des fabricants. Les cycles qui ont été retenues sont ceux qui minimisent les défauts de formes et offrent une meilleure homogénéisation des pièces moulées. La [Figure 2.2b](#) illustre les cycles d'élaboration associés.

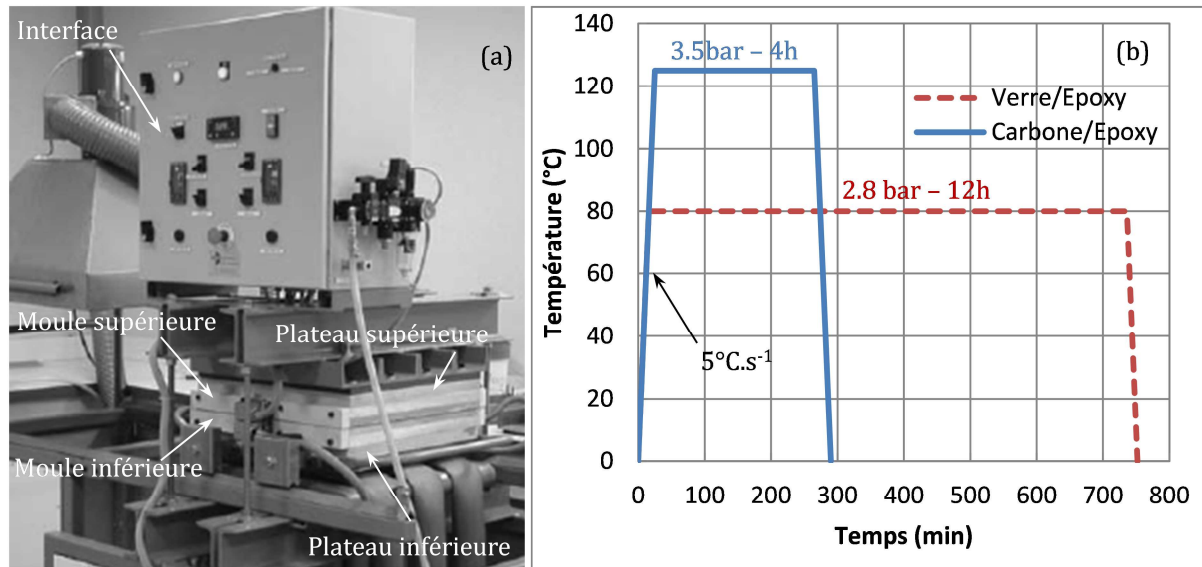


Figure 2.2. Presse pneumatique à plateaux chauffants.

Le procédé de moulage à chaud permet d'obtenir des plaques en composite stratifié de dimensions $400 \times 400 \text{ mm}$. Leur épaisseur est contrôlée par le nombre de plis et la distance entre les deux parties constituant le moule. Les plaques obtenues sont ensuite débitées à l'aide d'une scie en diamant pour obtenir des éprouvettes selon la géométrie désirée.

2.3 Caractérisation mécanique

2.3.1 Essais standards

Un ensemble d'essais mécaniques normalisés ont été conduit pour déterminer les caractéristiques mécaniques des deux composites à étudier. Le dispositif utilisé pour la réalisation des essais mécaniques est une machine hydraulique de type Instron-8801. Elle dispose d'une capacité maximale de 100 KN et peut être pilotée en déplacement ou en effort. Le mode de pilotage en déplacement a été retenu pour les essais conduits dans cette étude. Les efforts sont donnés directement par la machine. Les déformations sont mesurées, dans la mesure de possible, par des jauges de déformations installées sur les éprouvettes. Tous les essais ont été réalisés à température ambiante de 20° et à vitesse constante de $\pm 2 \text{ mm min}^{-1}$.

Les normes ASTM et ISO préconisées à la préparation des éprouvettes de composites unidirectionnels à fibres continues, sont rigoureusement respectées dans le but d'identifier avec le plus grand soin les propriétés associées aux deux matériaux étudiés. Selon les normes, les éprouvettes doivent être plates de section rectangulaire constante. Selon la norme ISO, les éprouvettes doivent comprendre des talons pour la prise des mors pendant l'essai. Quel que soit le type de composite, les talons doivent être en Verre/Epoxy à plis croisés à $\pm 45^\circ$ par rapport à la direction de l'effort appliqué. La procédure de préparation des éprouvettes est constituée des étapes principales suivantes :

- découpage des éprouvettes et des talons dans les plaques élaborées à l'aide d'une scie diamantée selon les directions et les dimensions préconisées par les normes. La vitesse de coupe est de 120 m min^{-1} . L'arrosage est nécessaire au cours de cette étape pour éviter toute déformation thermique ;

- étuvage des éprouvettes dans le but de chasser l'humidité ayant pu se former à l'intérieur des échantillons par l'effet de l'arrosage ;
- collage des talons en Verre/Epoxy sur les éprouvettes aux bonnes dimensions. La colle utilisée est de type Cyanoacrylate "Loctite 406TM (Henkel)".

A l'exception des éprouvettes de compression (Figure 2.3C) dont la zone utile est très réduite (10 mm), les éprouvettes d'essais de traction (Figure 2.3A et B) et de cisaillement (Figure 2.3D) étaient toutes équipées de deux jauges de déformations collées perpendiculairement l'une par rapport à l'autre. Elles servent à enregistrer les déformations dans le sens de la sollicitation et dans le sens orthogonal.

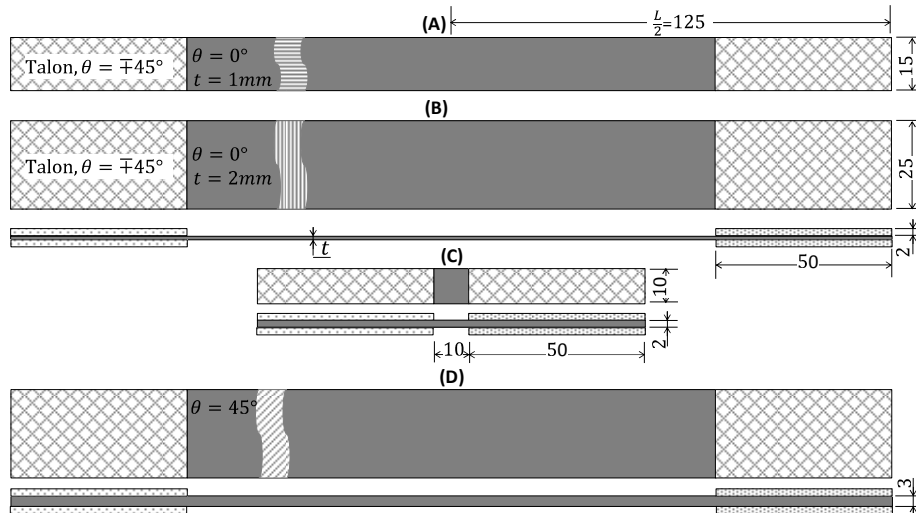


Figure 2.3. Eprouvettes d'essai.

(A) Traction (ISO 527-5), (B) Traction (ISO 527-5), (C) Compression (ISO 14126), (D) Cisaillement (ISO 14129).

Les constantes de la loi de comportement (Eq.3.32, Chapitre III) et de la loi d'endommagement (Eq.3.37, Chapitre III) en cisaillement ont été identifiées par un essai cyclique de traction hors axes (Figure 3.6, Chapitre III) sur éprouvette à empilement de plis croisés à $\theta = \pm 45^\circ$. Afin d'assurer une bonne fiabilité des résultats, chaque essai est répété trois fois dans les mêmes conditions. La Figure 2.4 illustre des essais cycliques types de traction hors axes principaux, conduits sur éprouvettes de cisaillement.

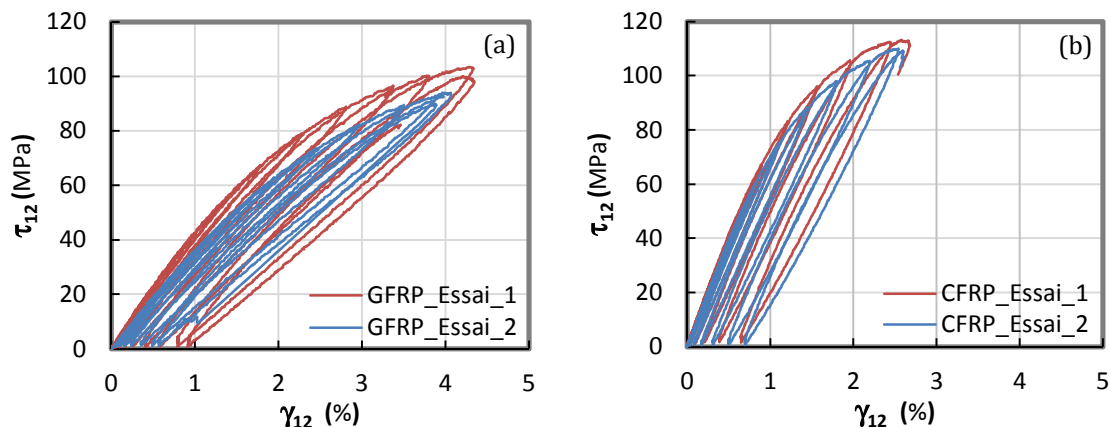


Figure 2.4. Exemples d'essais cycliques de traction hors axes principaux.
(a) Verre/Epoxy, et (b) Carbone/Epoxy.

Les courbes confirment que le comportement en cisaillement de deux composites étudiés est bien non-linéaire. La loi établie pour la modélisation par la suite est issue du lissage des maximums des cycles. Quant à la loi d'endommagement, elle est obtenue grâce au calcul de chute progressive de rigidité (pentes de cycles de charge-décharge) en fonction de la déformation.

2.3.2 Essais de rupture : "Compact Tension CT" et "Compact Compression CC"

Les énergies de rupture des fibres en modes I ($G_{f,1}^t$) et II ($G_{f,1}^c$) ont été déterminées respectivement par des essais de traction et de compression sur éprouvettes pré-fissurées de type A (Figure 2.5A) et de type B (Figure 2.5B), fabriquées selon la norme ASTM-E399 [Jos-01, Sta-93, Pin-06c, Laf-10, Laf-11]. Les éprouvettes sont constituées de 6 plis disposés par croisement respectif de couches de 0° et de 90° . La pré-fissure est créée sur 30 mm dans le plan transverse du pli par tronçonnage fin perpendiculairement à l'orientation de chargement. L'énergie de rupture de l'interface (matrice) en mode I ($G_{f,2}^t$) est obtenue par essai de traction sur éprouvette pré-fissurée dont la géométrie est spécifiée par la norme ASTM-D5528 (Figure 2.5C). Quant à celle en mode II ($G_{f,2}^c$), elle est obtenue par essai de flexion trois points ($G_{f,2}^c = G_{f,12}^s$) sur éprouvette pré-fissurée dont la géométrie est spécifiée par la norme JIS-K7086 (Figure 2.5D).

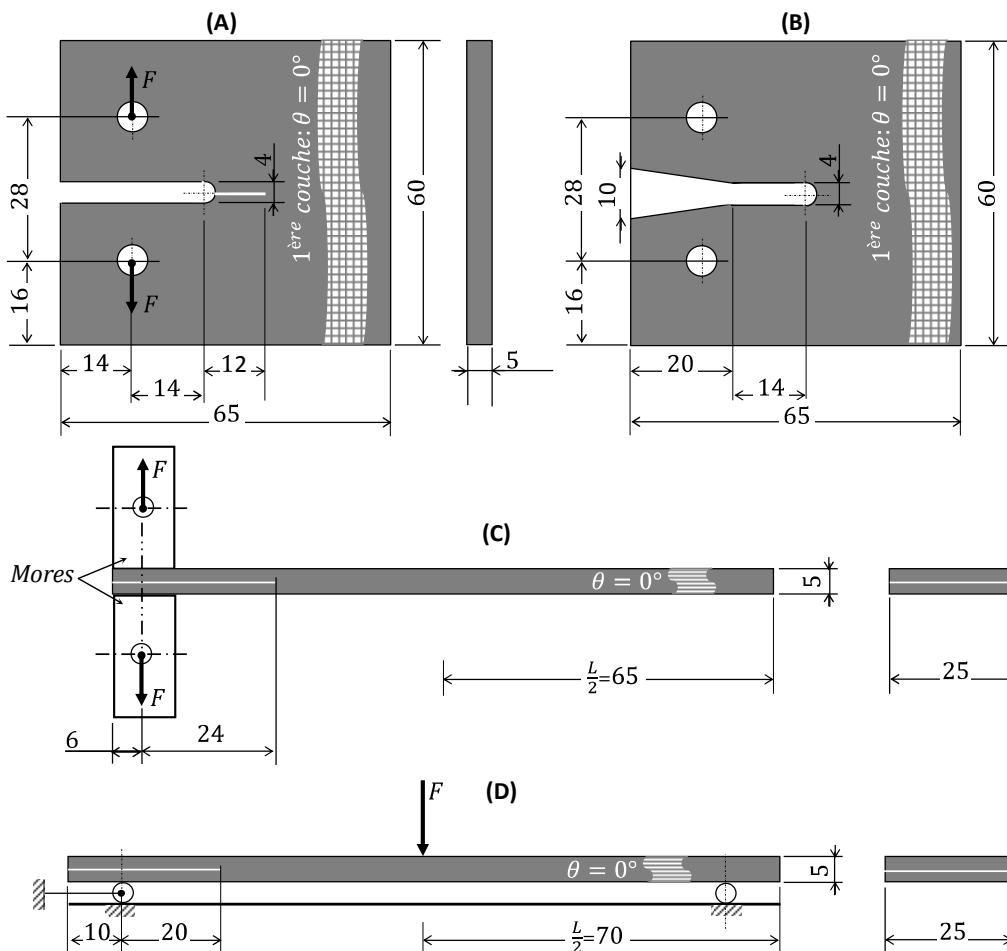


Figure 2.5 Géométrie d'éprouvettes d'essais de rupture (cas du Verre/Epoxy).

(A) Traction : mode I fibres, (B) Compression : mode II fibres,
(C) Traction : mode I Interface, (D) Flexion 3 points, mode II Interface.

Dans les deux cas, la pré-fissure de longueur 30 mm est créée au moment de la fabrication par l'interférence d'un film adhésif en téflon d'épaisseur 25 μm entre la 3^{ème} et la 4^{ème} couche du pré-imprégné. La pré-fissure est donc contenue dans le plan du pli de largeur 25 mm.

Les essais de rupture ont été conduits à température ambiante sur une machine servo-mécanique de type Instron-5582, sa capacité maximale est de 100 kN. Le chargement est piloté en déplacement imposé de $\pm 2 \text{ mm min}^{-1}$. Les essais consistent à imposer une succession de cycles par incrément de déplacement imposé jusqu'à atteindre la rupture. Un temps de maintien à contrainte nulle entre chaque cycle est nécessaire pour relaxer les contraintes internes. La propagation de la fissure a été enregistrée par une caméra rapide placée perpendiculairement au plan du pli.

La Figure 2.6 illustre les courbes typiques enregistrées pendant les essais. Afin de s'assurer de la fiabilité des mesures, chaque série d'essais est répétée trois fois de suite et ce dans les mêmes conditions.

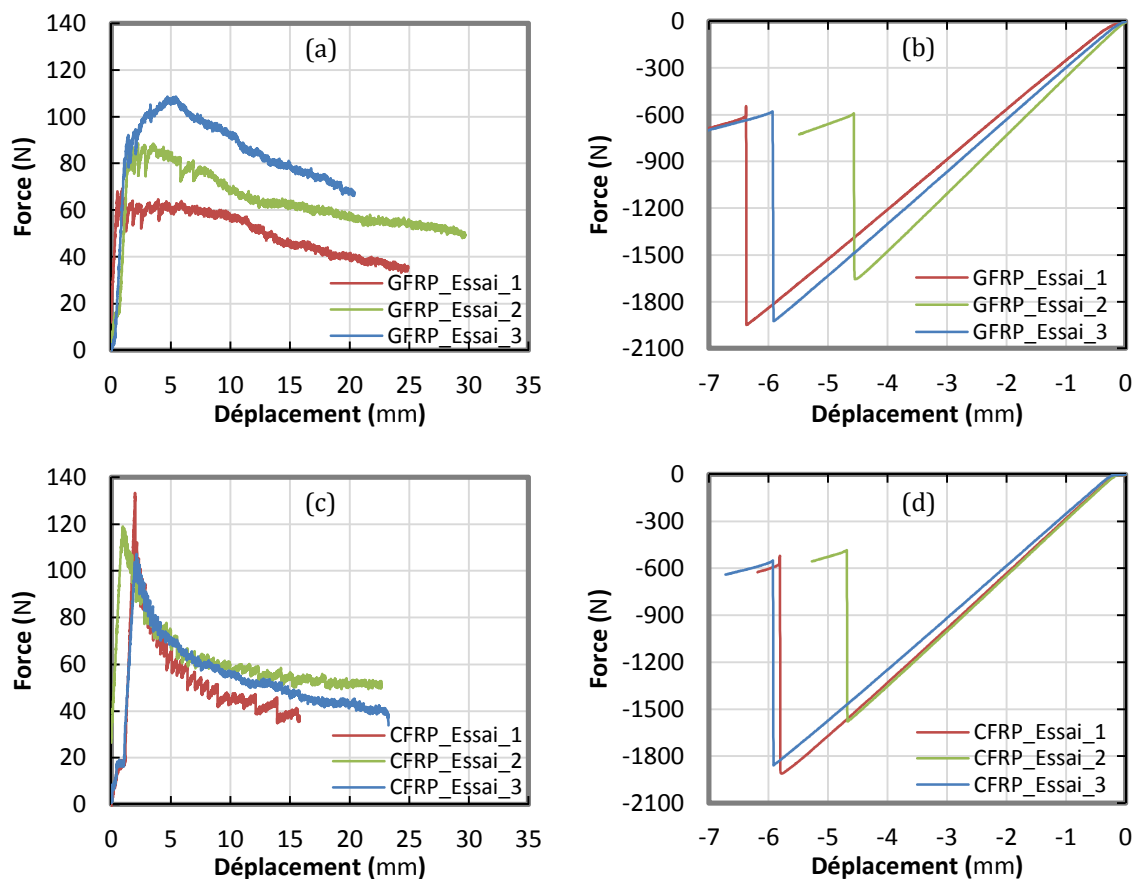


Figure 2.6 courbes force – déplacement obtenues par essais de rupture.

Verre/Epoxy (a) mode I (CT) et (b) mode II (CC)

Carbone/Epoxy (a) mode I (CT) et (b) mode II (CC).

Les essais ont ainsi permis de déduire tous les paramètres nécessaires aux calculs. Les propriétés élastiques, les énergies de rupture et les constantes de la loi d'endommagement du matériau sont données dans le Tableau 2.2. Dans ce tableau, les coefficients c_i sont les constantes de la loi de cisaillement plan et, a et b les constantes de la loi d'endommagement associée. Pour la définition de tous les autres paramètres identifiés, le lecteur peut se référer au Chapitre III.

Tableau 2.2

Propriétés identifiées par essais normalisés à vitesse imposée de 2 mm min^{-1} .

Propriétés	Verre/Epoxy	Carbone/Epoxy
$E_{11}(\text{GPa})$	27.223	78.654
$E_{22} = E_{33}(\text{GPa})$	9.805	7.930
$G_{12} = G_{13}(\text{GPa})$	4.360	7.290
$G_{23}(\text{GPa})$ [Ber-92]	3.960	5.037
$\nu_{12} = \nu_{13}$	0.31	0.36
ν_{23} [Ber-92]	0.24	0.39
$\sigma_{0,1}^t(X_t)(\text{MPa})$	978	1710
$\sigma_{0,1}^c(X_c)(\text{MPa})$	719	668
$\sigma_{0,2}^t(Y_t)(\text{MPa})$	52	44
$\sigma_{0,2}^c(Y_c)(\text{MPa})$	106	119
$S_{12}^0(\text{MPa})$	51	40
$S_{12}^f(\text{MPa})$	95	110
$\varepsilon_{0,1}^t$	0.0361	0.0219
$\varepsilon_{0,1}^c$	0.08	0.0336
$\varepsilon_{0,2}^t = \varepsilon_{0,3}^t$	0.0053	0.0081
$\varepsilon_{0,2}^c = \varepsilon_{0,3}^c$	0.0221	0.059
γ_{12}^0	0.0163	0.0051
γ_{12}^f	0.04	0.024
$G_{f,1}^t(\text{N/mm})$	54	157
$G_{f,1}^c(\text{N/mm})$	22	34
$G_{f,2}^t(\text{N/mm})$	3	3
$G_{f,2}^c(\text{N/mm})$	4	6
$G_{f,12}^s(\text{N/mm})$	4	6
$c_1(\text{MPa})$	3184	4761
$c_2(\text{MPa})$	84.39	28.43
$c_3(\text{MPa})$	1.022×10^4	3.815
a	-12	-13.98
b	1.1	0.97

3 Caractérisation tribologique

3.1 Avant-propos

Afin de mieux contrôler les conditions de coupe, une étude tribologique a été menée dans le but de caractériser le coefficient de frottement à l'interface outil-pièce. Cette partie s'intéresse en particulier à l'évolution du frottement en fonction des conditions de contact (vitesse et pression), aux propriétés du matériau (nature et orientation des fibres) et aux propriétés des outils. Elle vise à établir *une loi de frottement généralisée* moyennant un plan d'essais type pour différentes nuances. Une attention particulière a été portée à la sensibilité du frottement au type de revêtement d'outils coupants. Les pions utilisés dans la campagne d'essais tribologiques sont de mêmes nuances que les outils sélectionnés pour le plan d'essais de coupe. Afin de reproduire les propriétés de contact durant la coupe, le même dispositif d'essai instrumenté dédié aux essais de coupe orthogonale a servi de tribomètre pour étudier les paramètres les plus influents sur la variation du frottement. Ceci a permis de corréliser plus facilement les résultats issus des deux types d'essais et de traduire l'influence des conditions à l'interface sur le comportement

macro-mécanique de coupe. par définition, le coefficient de frottement apparent de la coupe (μ_{ap}^{CT}) pourrait se traduire par :

$$\mu_{ap}^{CT} = \frac{F_c}{F_t} \quad (2.1)$$

Ou localement,

$$\mu_{ap}^{CT} = \frac{\tau}{p} \quad (2.2)$$

F_c et F_t sont respectivement l'effort de coupe et l'effort d'avance en configuration de coupe orthogonale. τ est la contrainte de cisaillement au point de contact et P la pression de contact associée. La quantité ci-dessus est supposé décomposée comme suit :

$$\mu_{ap}^{CT} = \mu_{ap}^{TT} + \mu^{MRP} \quad (2.3)$$

μ_{ap}^{TT} exprime le coefficient de frottement associé au test tribologique (TT) c'est à dire sans enlèvement de matière. μ^{MRP} traduit le coefficient de frottement associé au processus d'enlèvement de matière (Material Removal Process MRP).

Les tendances obtenues des essais tribologiques réalisés sur le Verre/Epoxy et le Carbone/Epoxy ont démontré une sensibilité remarquable du comportement aux propriétés du matériau. Les données ont été par ailleurs très profitables pour l'ajustement du modèle de simulation proposé par l'intégration d'une loi quadratique pouvant gérer localement les conditions de contact.

3.2 Caractérisation du frottement "apparent"

3.2.1 Protocole expérimental : dispositif instrumenté

Un protocole expérimental a été mis en place afin d'assurer la répétabilité des essais dans des conditions quasi-identiques. Les essais ont été conduits à température ambiante sans lubrification sur un Etiau-Limeur instrumenté modèle GSP-EL 136.

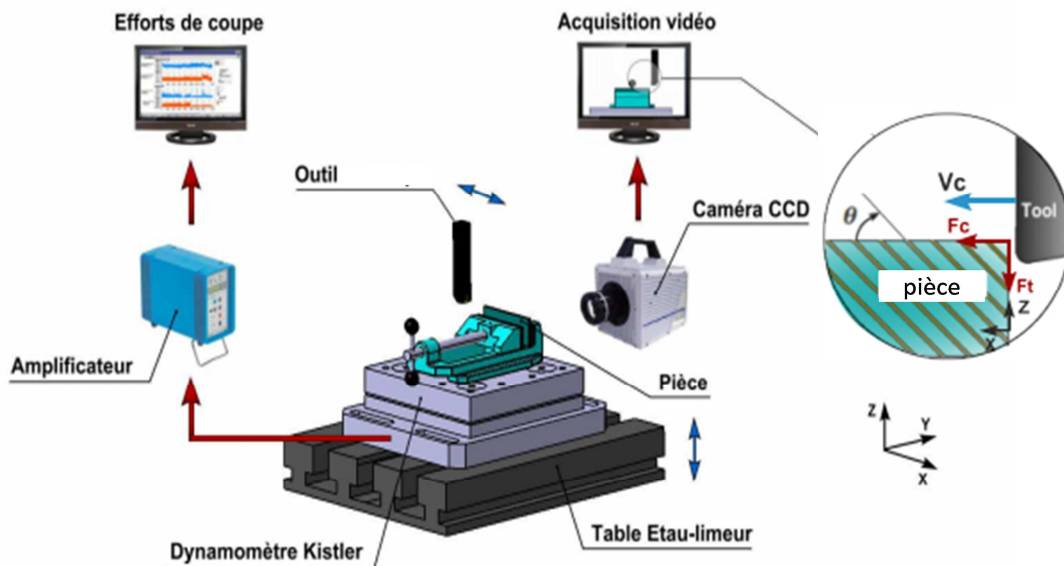


Figure 2.7. Dispositif instrumenté pour essai tribologique et essai de coupe orthogonale.

La machine dispose d'une puissance maximale de 5222 W, d'une course maximale de 650 mm et d'une vitesse maximale de 100 m min^{-1} . Le mouvement de l'organe porte-outil est rectiligne. Le positionnement de la pièce dans le plan horizontal est assuré par une table coulissante. Le réglage vertical de la table est contrôlé par l'intermédiaire d'un chariot. La Figure 2.7 illustre le

dispositif instrumenté utilisé comme tribomètre ouvert.

Le dispositif est constitué d'une table Kistler, modèle 9255B, connecté à un amplificateur de charge multicanal modèle 5019-B131 et un système d'acquisition en mode Labview permettant de collecter les données à une fréquence de 1000Hz. Une caméra CCD, modèle FASTCAM SA5, a été également utilisée pour enregistrer des séquences vidéo (20000 images s^{-1}) dans le but de suivre le comportement généré au point de contact pendant l'essai.

Les éprouvettes d'essais ont des dimensions de $100 \times 50 \times 4 \text{ mm}$, elles sont identiques pour les deux matériaux étudiés. La pièce est fixée sur sa tranche dans un étau de serrage et la longueur de contact pour chaque passage d'outil correspond à la plus grande dimension de la pièce. Le pion cylindrique est fixé manuellement sur le porte-outil réalisé au laboratoire dans une nuance d'acier 42CrMo4. Avant utilisation, le porte-outil a subi un recuit de 30 min à 850°C suivi d'une trempe à l'eau et d'un revenu d'une heure à 600°C . La Figure 2.8 illustre les détails géométriques et le type du pion utilisé.

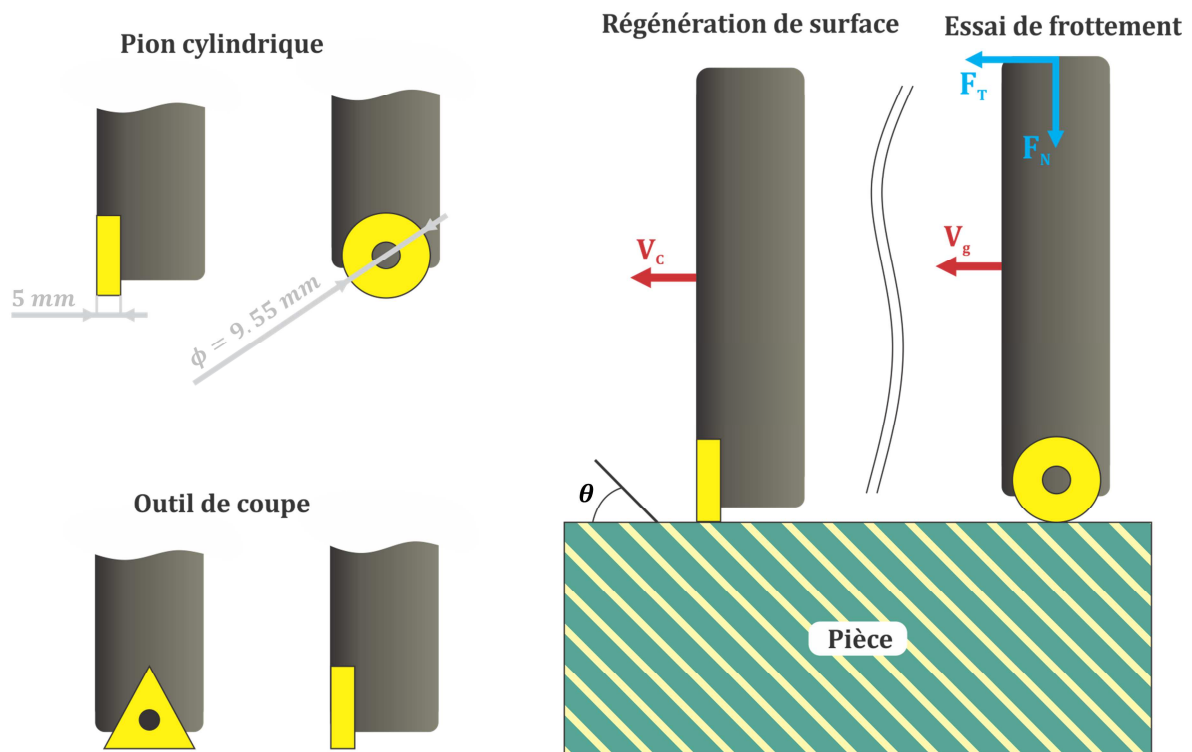



Figure 2.8. Géométrie du pion utilisé dans la conduite d'essais tribologiques.

Le plan d'essais comprend 2 matériaux avec 5 orientations (θ) différentes de fibres et 5 valeurs de pression de contact (P). Une nuance carbure non revêtue et deux nuances revêtues respectivement CVD et PVD à revêtements multicouches ont été sélectionnées pour cet objectif. Le Tableau 2.3 résume les caractéristiques des nuances et le plan d'essais exécuté.

Tableau 2.3

Caractéristiques des nuances utilisées dans la campagne d'essais tribologiques.

Nuances					
	Substrat		Revêtement		
	Désignation	Type	Epaisseur	Dépôt	Composition
	RNMG 19 06 00 KMH13A	WC			
	RNMG 19 06 00 UF4215	WC	14.5 – 17.5 μm	CVD	TiCN–Al ₂ O ₃ –TiN
	RNMG 19 06 00 GC1115	WC	2 μm	PVD	TiAlN–AlCrO
Plan d'essais					
	Composite	θ (°)	$P(N\text{ mm}^{-1})$	$V_g(m\text{ min}^{-1})$	Lubrification
	Verre/Epoxy, Carbone/Epoxy	0 – 90	100 – 600	50	sans

Les pions sont fournis par Sandvik Coromant et sont de géométrie et dimensions identiques. Ils sont de diamètre (d_{pion}) 19 mm et d'épaisseur effective (t_{pion}) 6 mm. Un contact permanent cylindre-plan sur toute l'épaisseur de l'éprouvette (4 à 5 mm) est ainsi assuré durant le passage de l'outil. Le chargement a été appliqué de telle sorte à ne pas endommager la surface de l'éprouvette. Avant chaque passage du pion, la surface est régénérée par outil de coupe de même nuance afin de remplir les conditions de tribomètre ouvert. Chaque essai est reproduit trois fois de suite à la même vitesse de glissement (V_g) afin d'assurer une fiabilité suffisante des résultats.

3.2.2 Résultats

Dans le cadre de cette série de tests tribologiques (TT), on considère que le coefficient de frottement apparent (μ_{ap}^{TT}) est la somme linéaire de composantes intrinsèque μ_{int}^{TT} , adhésive μ_{adh}^{TT} et de déformation μ_{def}^{TT} :

$$\mu_{ap}^{TT} = \mu_{int}^{TT} + \mu_{adh}^{TT} + \mu_{def}^{TT} \quad (2.4)$$

Sachant que le chargement a été appliqué de telle sorte à maintenir un contact suffisamment stable le long du trajet de l'outil, sans pour autant endommager la surface, la quantité du frottement due à la déformation pourrait être raisonnablement négligée devant les deux autres quantités.

L'évolution du coefficient du frottement apparent en fonction de chacun des paramètres a été tracée pour les deux matériaux étudiés. La Figure 2.9 illustre les cartes expérimentales pour les trois nuances sélectionnées. Le comportement global semble un peu moins sensible à la pression de contact qu'à l'orientation des fibres. Ceci s'observe dans la variation non linéaire du coefficient de frottement avec l'angle θ et ce pour l'ensemble des cas abordés.

Les essais sur le verre/époxy conduisent à une tendance typique traduisant un point d'inflexion dans le comportement au voisinage de l'orientation 45°, reproductible sur la plage de pression retenue. Par ailleurs, le coefficient de frottement maximal est enregistré dans l'intervalle d'orientation 60–90°, et sous pressions respectives de 712, 630 et 565 $N\text{ mm}^{-1}$ pour la nuance carbure WC, la nuance CVD et la nuance PVD. A orientation de fibre nulle, le coefficient de frottement est le moins significatif. Les résultats d'essais sur le Carbone/Epoxy conduisent pratiquement aux mêmes tendances générales. Cependant, la similitude entre les cartes obtenues est légèrement moins marquée que dans le cas du Verre/Epoxy. On souligne que pour

le Carbone/Epoxy, la valeur minimale de frottement est plus faible et la valeur maximale est plus importante que celles obtenues respectivement pour le verre/époxy. La plage de variation du coefficient de frottement est ainsi plus significative sur les cartes illustrées sur les [Figures 2.9b, d et f](#), alors que les positions des extrêmes restent quasi-inchangées. Le [Tableau 2.4](#) récapitule les plages de variation de μ_{ap} dans les différents cas.

Tableau 2.4

Intervalle de variation du coefficient de frottement ($\mu_{ap-min} - \mu_{ap-max}$).

Nuances	WC	CVD	PVD
Verre/Epoxy	0.175 - 0.302	0.178 - 0.314	0.168 - 0.328
Carbone/Epoxy	0.171 - 0.339	0.176 - 0.362	0.153 - 0.414

Le frottement minimum correspond à une orientation comprise entre 0° et 30° . Ceci est dû aux caractéristiques mécaniques du composite dont la résistance est associée aux fibres. Les faibles orientations favorisent le glissement alors que l'orientation 90° favorise l'adhérence ce qui justifie la variation du coefficient de frottement.

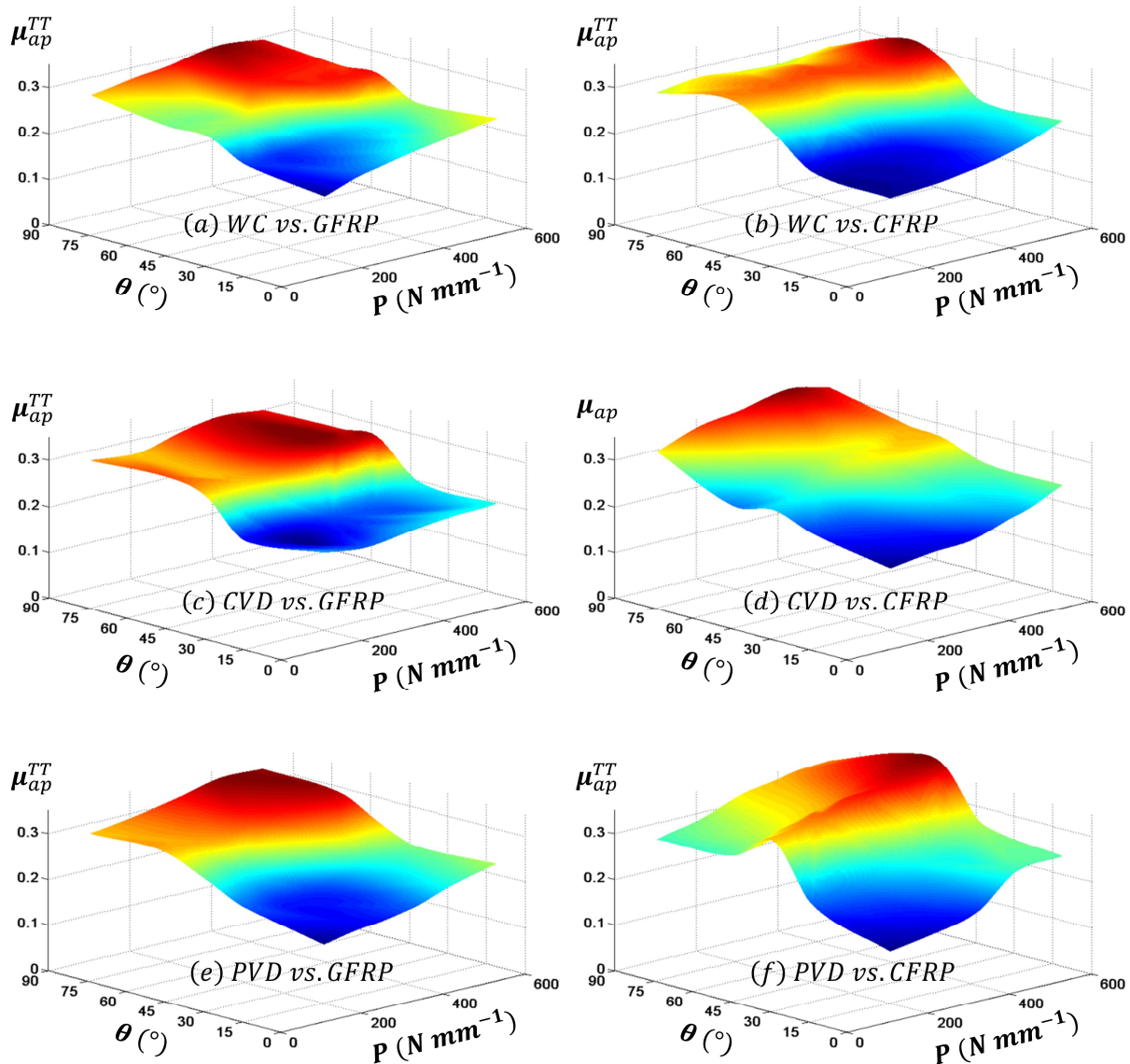


Figure 2.9. Cartes de frottement obtenues par essais tribologiques.

Globalement, les mesures conduisent à un coefficient de frottement légèrement plus important dans le cas des fibres de carbone. Les rapports respectifs ($\mu_{ap_{max}}^{TT}/\mu_{ap_{min}}^{TT}$) pour la nuance WC, CVD et PVD sont de l'ordre de 1.25, 1.43 et 1.51. Les écarts les plus significatifs sont systématiquement localisés dans l'intervalle d'orientation de 45 – 90° où le nombre des fibres en contact avec l'outil est relativement élevé. Les valeurs obtenues pour le coefficient du frottement (μ_{ap}^{TT}) ont permis ainsi d'établir une relation analytique quadratique généralisée (Eq.2.5) dont les constantes dépendent du couple outil-matière (type de pion – type de composite). Dans le modèle numérique, le frottement à l'interface a été alors rigoureusement contrôlé de telle sorte à reproduire les conditions réelles à l'interface. La fonction établie à la lumière des tendances présentées par la Figure 2.9 a la forme suivante :

$$\mu_{ap}^{TT} = a_0 + a_1\theta + a_2P + a_3\theta^2 + a_4\theta P + a_5P^2 + a_6\theta^3 + a_7\theta^2P + a_8\theta P^2 + a_9P^3 + a_{10}\theta^4 + a_{11}\theta^3P + a_{12}\theta^2P^2 + a_{13}\theta P^3 + a_{14}P^4 \quad (2.5)$$

a_i sont des constantes dépendant du revêtement et de la nature des fibres. Quant à la quantité adhésive du frottement, elle a été étudiée avec le microscope à force atomique (Atomic Force Microscope AFM). Les mesures ont été conduites à la fois sur les pions neufs et usés. Les résultats de caractérisation seront discutés dans le paragraphe suivant.

3.3 Caractérisation du frottement "adhésif"

3.3.1 Protocole expérimental

Cette campagne d'essais vise l'identification du coefficient de frottement adhésif qui traduit une propriété intrinsèque de la surface. Cette quantité dépend en premier lieu des propriétés du matériau étudié (ex. nature et grosseur de grain dans le cas des revêtements, nature de fibre pour le cas des composites, etc.). Afin d'estimer ce coefficient adhésif à l'échelle fine (signature à l'échelle de la fibre) sur la face de dépouille des outils, une série d'essais de type "frottement" a été engagée sur l'AFM (DIMENSION Edge Veeco). La pointe de mesure de désignation SNL-10 est en nitrure de silicium (Figure 2.10). Pendant l'essai, le contact est généré en mode de glissement relatif entre la pointe et la surface analysée à une vitesse constante de $25 \mu m s^{-1}$. Une surface de palpée (scan) de $20 \times 20 \mu m^{-1}$ a été estimée suffisante pour établir une moyenne fiable de mesures en mode "aller-retour". La force de frottement devant se développer par la surface cible pour s'opposer à la pointe est calculée au moyen de la flèche latérale subie par la poutre porteuse de la pointe. Ainsi, le rapport entre la force de frottement générée par le déplacement de la pointe en contact avec la surface cible et la force normale prédéfinie de palpée F_N ($F_N = 1V$) constitue une mesure du coefficient adhésif recherché. Chaque série de mesures est reproduite au moins trois fois pour estimer la variance des valeurs déduites.

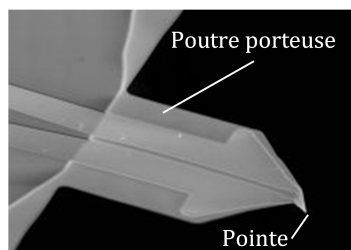


Figure 2.10. Pointe AFM utilisée pour le "Scratch Test".

La quantité du frottement associée à l'enlèvement de matière pourrait être exprimée par l'Eq.2.6 :

$$\mu^{MRP} = \mu_{def}^{MRP} + \mu_{sep}^{MRP} \quad (2.6)$$

μ_{def}^{MRP} et μ_{sep}^{MRP} sont respectivement le frottement ayant lieu par déformation et par séparation de matière.

Admettant que la déformation plastique est quasi-nulle dans le cas de la coupe des composites à fibres de verre et de carbone, il est donc possible de négliger la quantité (μ_{def}^{MRP}) de l'Eq.2.6. L'Eq.2.3 devient alors :

$$\mu_{ap}^{CT} = \mu_{ap}^{TT} + \mu_{sep}^{MRP} \quad (2.7)$$

En intégrant l'Eq.2.4, on obtient :

$$\mu_{ap}^{CT} = \mu_{int}^{TT} + \mu_{adh}^{TT} + \mu_{sep}^{MRP} \quad (2.8)$$

Sachant que les pions et les plaquettes de coupe sont de même nature, les coefficients adhésifs de deux outils sont alors égaux. Ceci se traduit par :

$$\mu_{adh}^{TT} = \mu_{adh} = \mu_{adh}^{MRP} \quad (2.9)$$

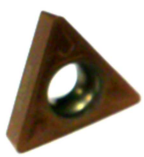
L'Eq.2.8 peut être ainsi exprimée autrement :

$$\mu_{ap}^{CT} = \mu_{int}^{TT} + \mu_{adh} + \mu_{sep}^{MRP} \quad (2.10)$$

Le plan d'essais exécuté utilise des plaquettes de coupe triangulaires fournies par Sandvik Coromant de géométries identiques : un angle de coupe $\gamma = 0^\circ$ – angle de dépouille $\alpha = 7^\circ$. Elles sont de mêmes nuances que les pions sélectionnés pour la première campagne d'essais. Le porte-outil est de type STFCR 2525M 16-4 (ISO). La face de dépouille neuve et usée de chacune de trois nuances a été analysée. L'étude de la face usée est conduite sur des éprouvettes à orientation des fibres de 45° après une longueur de coupe (l_c) de 100 m. La désignation et caractéristiques associées à chacune des nuances sont fournies dans le Tableau 2.5 ci-dessous.

Tableau 2.5

Caractéristiques des nuances analysées sur AFM par "Scratch Test".

Nuances					
	Substrat		Revêtement		
	Désignation	Type	Epaisseur	Dépôt	Composition
	TCMT16T308 KMH13A	WC			
	TCMT16T308 UF4215	WC	14.5–17.5 μm	CVD	TiCN–Al ₂ O ₃ –TiN
	TCMT16T308 GC1115	WC	2 μm	PVD	TiAlN–AlCrO
Plan d'essais					
	Composite	θ (°)	f (mm)	V_c (m min ⁻¹)	Lubrification
	GFRP, CFRP	45°	0.3	50	sans

3.3.2 Résultats

Les analyses tribométriques réalisées avec l'AFM ont permis d'estimer, dans les conditions d'essai retenues, le frottement adhésif de trois nuances étudiées. Les images illustrées dans la

Figure 2.11a-i donne un aperçu de scan localisé de la face de dépouille de l'outil. Le contraste des couleurs traduit l'intensité du frottement généré au contact avec la pointe (sombre → clair : voltage faible → voltage intense). La variation du voltage d'une zone à autre au cours du scan exprime la perturbation induite à l'effort tangentiel développé par la pointe en contact avec la surface cible sous une charge normale constante. L'alternance des bandes contrastées pouvant être observées sur les surfaces usées est principalement attribuée aux stries générées par le mécanisme d'abrasion des fibres lors de la coupe.

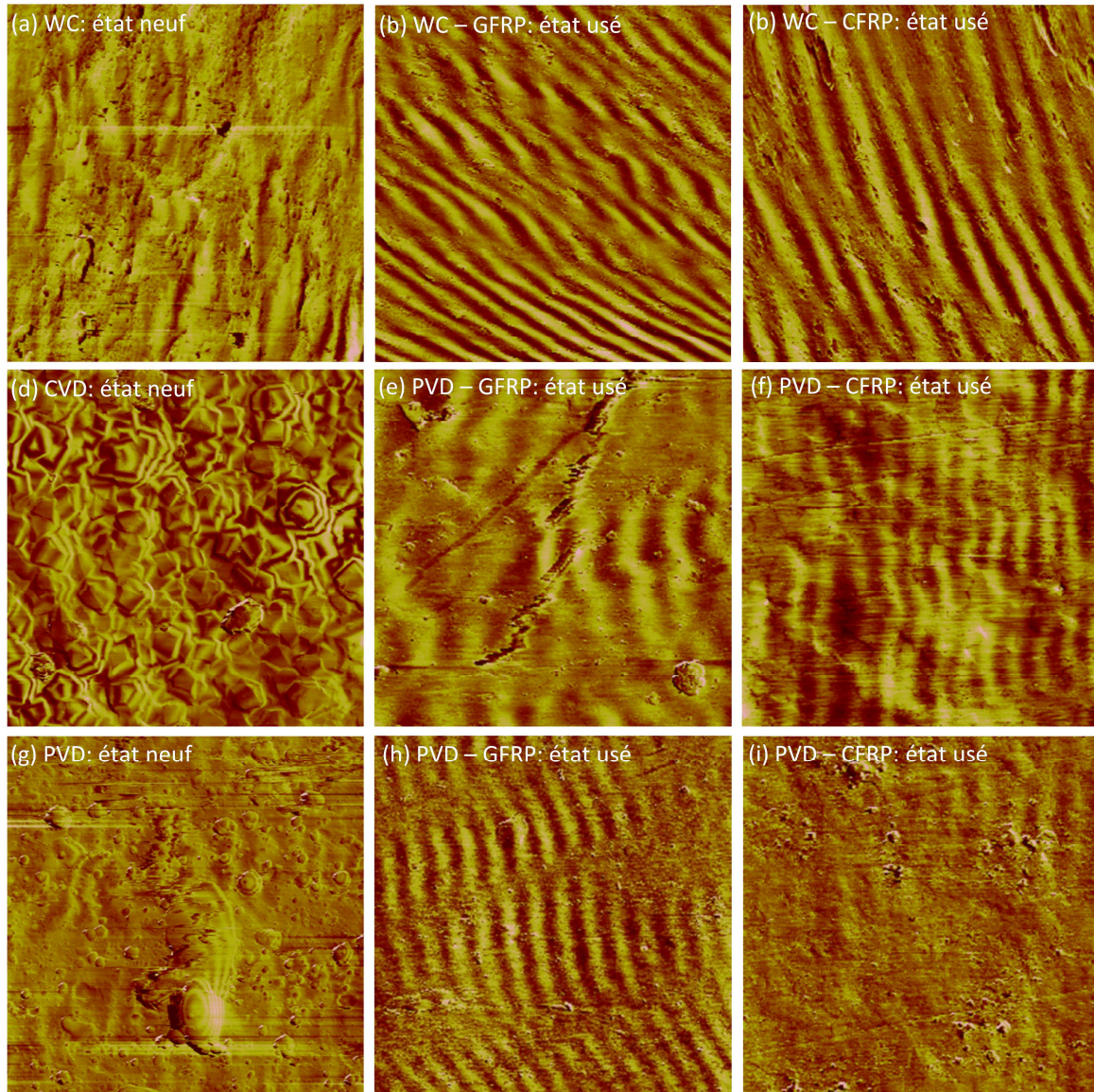


Figure 2.11. Signature AFM du frottement obtenue par "Scratch Test" sur surface cible neuve et usée.

(a-c) Nuance Carbure de Tungstène WC
 (d-f) Nuance revêtue multicouches CVD
 (g-i) Nuance revêtue multicouches PVD

La surface neuve, par essence, devrait présenter une topographie à aspérités vives et multiples générant des propriétés de contact sévères. L'aptitude de la surface à s'accrocher à la pointe en action de palpation est élevée. Ceci se traduit par un coefficient μ_{adh} relativement important. Sous l'effet de l'usure, les aspérités s'écraquent par l'action des fibres à haut pouvoir abrasif. La surface est donc plus lisse et perd de sa capacité propre adhésive quant aux corps en contact, d'où la

chute notable dans les valeurs de μ_{adh} (Tableau 2.6). En plus de l'estimation de propriétés tribologiques propres des nuances de coupe, cette analyse fine permet d'apprécier la quantité du frottement responsable de la séparation pure de volume de matière enlevé par l'outil. Cette quantité peut être aisément déduite par référence à l'Eq.2.8 et les valeurs des coefficients de frottement déterminées respectivement par "Scratch Test" et par essai de coupe. Le Tableau 2.6 synthétise les résultats de caractérisation dans le cadre de cette campagne d'essais.

Tableau 2.6

Coefficients de frottement adhésif et apparent déduits respectivement du scratch test et d'essai de coupe.

Frottement mesuré	Composite	État de l'outil	WC	CVD	PVD
$\mu_{adh} \mp \Delta\mu_{adh}$		Neuf	0.28±0.033	0.168±0.016	0.254±0.011
	GFRP	Usé ($l_c = 100\text{ m}$)	0.110±0.011	0.053±0.007	0.042±0.004
	CFRP	Usé ($l_c = 100\text{ m}$)	0.139±0.009	0.056±0.012	0.063±0.004
$\mu_{ap}^{CT} \mp \Delta\mu_{ap}^{CT}$	GFRP	Neuf ($l_c = 0.1\text{ m}$)	0.495±0.016	0.627±0.026	0.684±0.017
		Usé ($l_c = 100\text{ m}$)	0.440±0.009	0.661±0.016	0.710±0.015
	CFRP	Neuf ($l_c = 0.1\text{ m}$)	0.432±0.010	0.621±0.026	0.830±0.046
		Usé ($l_c = 100\text{ m}$)	0.596±0.029	0.476±0.019	0.444±0.021

4 Caractérisation de la coupe

4.1 Démarche d'étude

Lors d'une opération de coupe telle que le perçage ou le fraisage, la géométrie des outils est relativement complexes. L'accès aux différents mécanismes mis en jeu tels que la formation du copeau, les efforts, la température, etc., constitue alors un challenge. L'accès aux données associées à l'opération réelle constitue ainsi une tâche onéreuse. L'interaction des phénomènes agissants ne permet pas une interprétation aisée du processus d'enlèvement de matière. Il a été alors décidé de réduire le problème à la configuration bidimensionnelle de coupe orthogonale. Cette configuration simpliste permet de reproduire les phénomènes mis en jeu à l'échelle locale (zones d'interface dans le système arête-pièce-copeau) du couple outil-matière (COM) sans déformer pour autant la thermomécanique de la coupe. Cette configuration a été ainsi retenue dans le cadre de cette campagne d'essais afin d'interpréter et de pouvoir modéliser le comportement du système de coupe. En s'appuyant sur les hypothèses élémentaires de la coupe orthogonale (modèle bidimensionnel) émanant des mécanismes agissants seuls ou en interaction, les résultats obtenus pourraient être transposés rigoureusement aux cas de coupe tridimensionnels (cas des composites stratifiés).

4.2 Plan d'essais

Les essais de coupe orthogonale ont été réalisés sur le dispositif instrumenté présenté dans la Figure 2.7. Tous les essais ont été réalisés à sec. Outre les nuances utilisées dans les essais tribologiques, une nuance CVD revêtue en diamant monocouche et une deuxième nuance PVD revêtue multicouches ont été testées. Les plaquettes, fournies par Sandvik Coromant, sont

toutes triangulaires, de même propriétés géométriques : un angle de coupe $\gamma = 0^\circ$ – angle de dépouille $\alpha = 7^\circ$. Les paramètres retenus pour le plan d'essais de coupe sont résumés dans le [Tableau 2.7](#).

Tableau 2.7

Paramètres retenues pour le plan d'essais de coupe orthogonale.

Composites	Type	θ (°)			
	GFRP, CFRP	0 – 90			
Paramètres	V_c (m min ⁻¹)	f (mm)	a_p (mm)		
	12 – 100	0.1 – 0.5	4 – 5		
Nuances	Type	Substrat	Epaisseur	Dépôt	Composition
	TCMT16T308 KMH13A	WC			
	TCGX16T304 AL1810	WC	2 μ m	CVD	Diamant polycristallin
	TCMT16T308 UF4215	WC	14.5–17.5 μ m	CVD	TiCN–Al ₂ O ₃ –TiN
	TCMT16T308 GC1115	WC	2 μ m	PVD	TiAlN–AlCrO
	TCMT16T308 GC2030	WC	2 μ m	PVD	TiN–TiAlN

Malgré la différence flagrante du comportement, il n'existe pas des nuances spécifiques propres aux matériaux composites si ce n'est qu'en terme de géométrie d'outils. Les nuances standards dédiées à la coupe des métaux sont couramment adoptées pour la coupe des composites. Les outils diamant et à nitrure de bore cubique (CBN) ne constituent pas la meilleure solution malgré l'intérêt technique qu'ils présentent (dureté élevé, faibles frottements, bonne résistance aux chocs [[An-97](#), [Fer-99](#), [Rah-99](#), [Sre-00](#), [Pal-07](#)]). Leurs coûts relativement élevés limite leurs utilisation massive. Malgré leur dureté élevée à hautes températures ($T \geq 1000^\circ\text{C}$), leur haute résistance à l'abrasion et à l'oxydation [[Sen-03](#), [Cla-85](#)], les nuances céramiques ne semblent pas non plus présenter une bonne solution pour la coupe des composites. Leur faible résistance aux chocs limite significativement leur utilisation dans le cas des composites [[Ada-11](#)]. Par ailleurs, les outils ARS peu coûteux et facile à mettre en forme, présentent une faible résistance à l'usure par abrasion [[San-89](#), [Cap-96](#)], mécanisme fréquemment rencontré en coupe des composites. Aujourd'hui, seuls les outils carbures constituent une solution économiquement acceptable. Ils supportent des vitesses de coupe élevées tout en conservant leur dureté à chaud. Ils offrent ainsi le meilleur rapport qualité-prix. Les carbures revêtus largement utilisés dans l'industrie en raison de leur coût économique restent inadaptés à la coupe des matériaux composites, notamment, à cause de faibles propriétés d'adhésion entre le substrat et le revêtement face au caractère abrasif des fibres.

Dans le cadre des essais entrepris dans cette étude, deux nuances de carbure revêtu de nouvelle génération (meilleure propriétés d'adhésion substrat-revêtement) ont été proposé à l'étude par Sandvik Coromant. Tous les résultats d'essais sont comparés à une nuance standard de référence en carbure de tungstène (nuance H13A).

Le choix des composites UD dans cette étude est motivé par l'interprétation simple des résultats de mesure. La compréhension du comportement en coupe d'un composite UD représentatif d'un seul pli, permettrait de remonter aux phénomènes plus complexes intervenant en usinage des composites MD. Etant donné que la coupe des matériaux ayant des orientations des fibres supérieure à 90° conduit à des endommagements volumiques et surfaciques catastrophiques, le plan d'essais a été restreint à des valeurs de $\theta \leq 90^\circ$. Les essais préliminaires conduits sur les deux types de composites étudiés ont démontré la dégradation prononcée des pièces, plus particulièrement à vitesse de coupe et avance élevées.

Les analyses effectuées dans le cadre de cette étude sont de deux types : analyses "*in-situ*" et analyses "*ex-situ*". Les analyses *in-situ* consistent à étudier les réponses macroscopiques durant la coupe (efforts de coupe, formation du copeau, etc.). Les analyses *ex-situ* visent plutôt l'examen aux échelles les plus fines possibles (MEB, AFM, etc.) de la signature du procédé (mécanismes d'usure, propriétés tribologiques, caractéristiques de constituants à la surface finie, etc.).

4.3 Résultats et discussion

4.3.1 Processus d'enlèvement de matière (MRP)

Le processus d'enlèvement de matière a été enregistré à l'aide d'une caméra rapide de type FASTCAM SA5. Le taux d'enregistrement est de 20 000 images s⁻¹. Les vidéos de coupe ont été appuyées par des observations microscopiques pour une analyse complète.

Il a été évoqué précédemment que la transposition de la notion du copeau à l'usinage des composites n'est pas pertinente. Dans la partie suivante, le terme "copeau" désigne la matière enlevée par usinage indépendamment de sa nature.

L'analyse en ralenti des vidéos enregistrées durant les essais de coupe met en évidence que l'enlèvement de matière se produit par une série de ruptures successives et fragiles. Le copeau obtenu et les mécanismes de rupture qui ont contribué à sa formation sont fortement dépendants de l'orientation des fibres. Le type d'outil et l'avance n'ont pas une influence significative sur le mécanisme de formation du copeau. Seul l'outil revêtu en diamant génère des copeaux continus pour une orientation des fibres égale à 0°. L'effet de la vitesse de coupe sur la formation du copeau est moins prononcé que l'orientation des fibres. L'augmentation de ce paramètre de coupe donne un aspect poudreux aux copeaux générés.

Le copeau formé après usinage du Carbone/Epoxy est généralement de nature poudreux quel que soit l'orientation des fibres (Figure 1.11c). Les copeaux obtenus par la coupe du Verre/Epoxy sont fragmentés pour les orientations inférieures à 45°. Leur forme est rectangulaire et leur épaisseur est très proche de l'avance. Au-delà de cet angle ($\theta \geq 45^\circ$) le copeau fragmenté se transforme progressivement en micro-copeaux, puis ils deviennent poudreux en particulier pour $\theta = 90^\circ$ (Figure 1.11d). Ces résultats sont attribués à la fragilité et la ductilité respectives du carbone et du verre.

■ $\theta = 0^\circ$

Pour une orientation des fibres de 0°, le mouvement d'avance de l'outil provoque une ouverture en mode I à l'interface fibre-matrice qui se propage selon la direction de coupe. Une partie de la matière en amont de l'outil est soulevée par la face de coupe provoquant le flambement des fibres. Lorsque les contraintes atteignent la limite à la rupture en flexion du matériau, une deuxième rupture en série est amorcée perpendiculairement à l'axe des fibres pour libérer complètement le copeau.

La Figure 2.12b illustre les mécanismes de rupture générés sous l'action d'avance de l'outil. La coupe du Verre/Epoxy avec un outil en diamant peut générer des copeaux continus si l'avance est relativement élevée. Ce résultat est dû à l'enroulement des fibres juste après la rupture interfaciale. La dominance de la rupture en mode I favorise la flexion des fibres de verre et

retardent leur rupture transversale (mode II). Dans cette configuration d'orientation des fibres, les surfaces usinées sont relativement de bonne qualité malgré la propagation des fissures perpendiculairement à la direction de coupe dans la phase fibre (Figure 2.12a). Celles-ci s'initient et se propagent une fois les contraintes de compression engendrées par l'action de l'outil dépassent le seuil à la rupture.

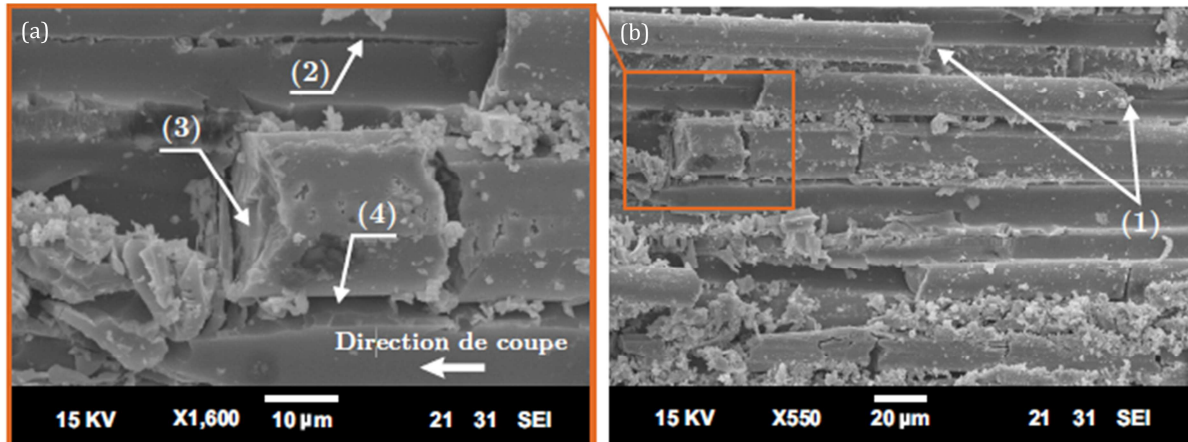


Figure 2.12. Image MEB d'une surface usinée à orientation des fibres $\theta = 0^\circ$.
(GFRP - H13A: $V_c = 50 \text{ m min}^{-1}$, $f = 0.3 \text{ mm}$).

(1) Peeling et rupture des fibres, (2) Fissure dans la matrice,
(3) Rupture perpendiculaire des fibres, (4) Rupture de l'interface fibre-matrice.

■ $30^\circ \leq \theta < 60^\circ$

Dans cette configuration de coupe, les contraintes de compression exercées par l'outil sur le matériau provoquent le cisaillement des fibres dans le plan de coupe. La micrographie de la surface usinée illustrée dans la Figure 2.13 montre les fibres sectionnées par cisaillement. Le mouvement d'avance entraîne, en plus, une rupture de la matrice et une décohésion de l'interface fibre-matrice. Une deuxième rupture est alors initiée en front de la rupture primaire : elle s'étend en profondeur le long de l'interface fibre-matrice et remonte jusqu'à la surface libre du matériau provoquant ainsi la séparation du copeau.

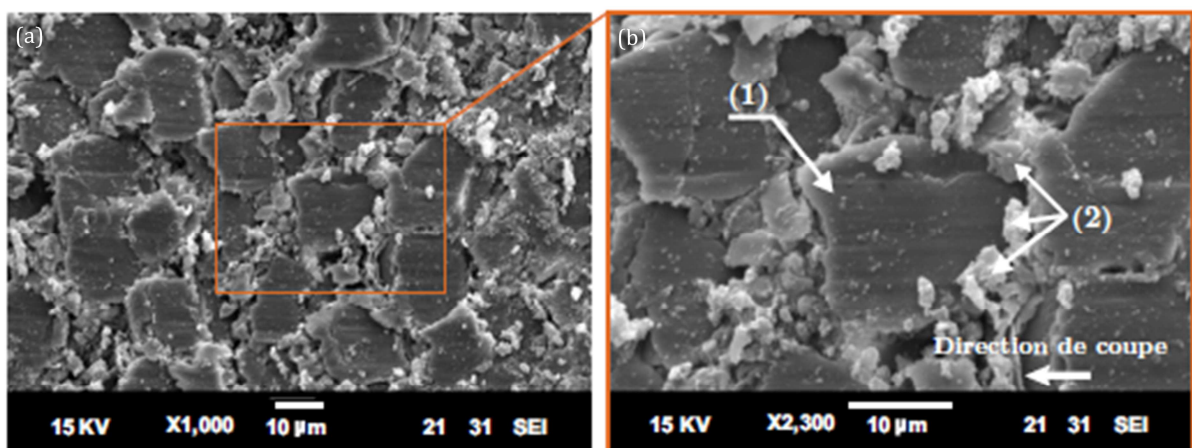


Figure 2.13. Image MEB d'une surface usinée à orientation des fibres $\theta = 45^\circ$.
(GFRP - H13A: $V_c = 50 \text{ m min}^{-1}$, $f = 0.3 \text{ mm}$).

(1) rupture des fibres par cisaillement, (2) Débris logés à l'interface.

La présence de résidus fragmentés de deux phases prouve que les deux mécanismes de rupture

décrits précédemment opèrent successivement. La rupture primaire eu lieu légèrement au-dessus de la surface de coupe (Figure 2.13). Sa longueur diminue proportionnellement à l'orientation des fibres et vice versa, raison pour laquelle le copeau formé à des orientations des fibres dans l'intervalle $30^\circ \leq \theta < 60^\circ$ est fragmenté. Sa longueur dépend de la première rupture, donc de l'orientation des fibres. Les autres dimensions du copeau dépendent de l'avance (f) et de l'épaisseur de la pièce (a_p).

La qualité des surfaces obtenues est inversement proportionnelle à l'angle des fibres. Pour les orientations proches de 60° , les irrégularités de surface sont de plus en plus prononcées. Les observations microscopiques ont mis en exergue les endommagements sub-surfaciques dont l'amplitude semble être très sensible à la valeur de θ . La profondeur de l'endommagement est principalement due à la décohésion interfaciale sous l'effet des contraintes de compression induites par la face de dépouille.

■ $\theta \geq 90^\circ$

Cette condition de coupe favorise la rupture de l'interface fibre-matrice, éventuellement la phase la plus vulnérable du composite. Le copeau est formé par une succession de chocs outil-matière suivis d'une série de ruptures (explosions) en mode II du composite en amont de l'outil. Les fibres sont sollicitées par *paquet* perpendiculairement à leur direction. Les contraintes de compression excessives sous l'action de l'outil engendrent une rupture fragile au niveau de l'interface fibre-matrice en raison de sa faible résistance mécanique. Plusieurs micro-débris constitués principalement de la matrice, des fibres et des éléments hybrides de l'interface fibre-matrice (fragment de fibre associé à la résine) sont alors formés. Les fibres qui se trouvent nues sont alors sollicitées en flexion jusqu'à ce que la contrainte atteigne sa limite à la rupture en cisaillement. Vu que les diamètres des fibres de verre et de carbone utilisées dans le cadre de cette étude varient entre 7 et $25\ \mu\text{m}$, leur rupture conduit à la formation de micro-débris supplémentaires. L'ensemble des particules générées (aspect poudreux) sont évacuées dans une direction formant un angle relativement faible avec la face de coupe.

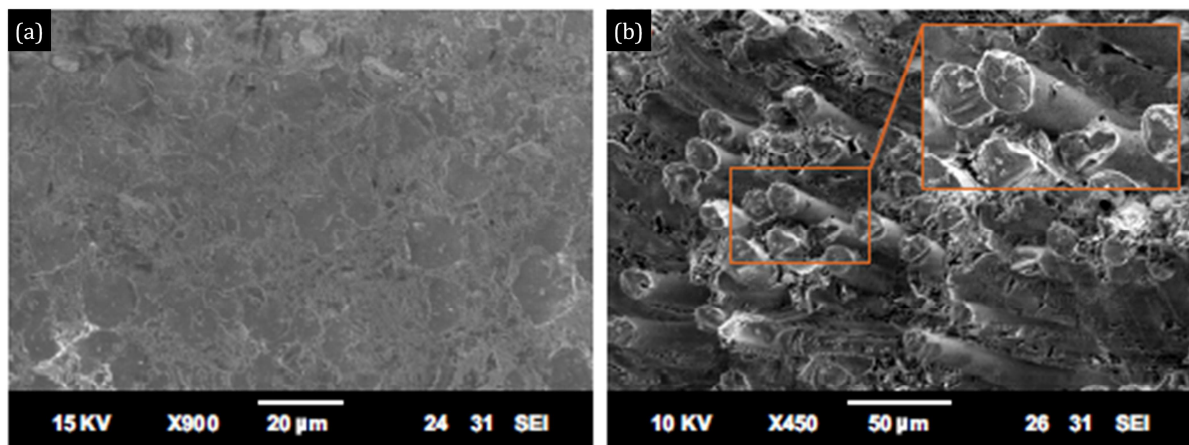


Figure 2.14. Image MEB d'une surface usinée à orientation des fibres $\theta = 90^\circ$.
(GFRP - H13A: $V_c = 50\ \text{m min}^{-1}$, $f = 0.3\ \text{mm}$).

Le chargement des fibres en flexion provoque également des fissures qui se propagent en profondeur perpendiculairement à la direction de coupe (Figure 2.14). L'étendue de l'endommagement sub-surfacique dépend de l'énergie cinétique du choc, donc de la vitesse de

coupe. La décohésion de l'interface fibre-matrice au voisinage de la pointe de l'outil pourrait être due aussi au chargement en compression des fibres sectionnées sous l'action de la face de dépouille. Cette sollicitation cause l'arrachement de la matrice entourant les fibres : au-delà de l'endommagement volumique induit, des effets de bords apparaissent sous l'effet de déformation hors plan des plis extérieurs constituant les parois de part et d'autre des surfaces de la pièce. Ce phénomène manifeste par un *l'effet peigne*. La matière en dessous de la surface usinée est dénudée de la phase matrice et les fibres aux plis extérieurs libres échappent à la coupe en glissant sous l'outil dans la direction normale au pli (effet de retour élastique contrôlé par la face de dépouille de l'outil).

4.3.2 Efforts de coupe

Pour remonter aux efforts de coupe, une platine dynamométrique de type Kistler 9255B a été installée sous l'étau de serrage solidaire de la table de l'Etau-Limeur. Trois câbles de connexion sont utilisés pour transmettre les signaux vers un boîtier distributeur composé d'un amplificateur de charge (5019 B131), et d'un filtre passe bas qui sert à conditionner le signal. Le programme développé sous Labview permet l'enregistrement de trois composantes d'efforts de coupe à la fréquence 1000 Hz. L'effort porté par la normale au plan de plis a été bien vérifié à zéro remplissant ainsi la condition de coupe orthogonale.

Les efforts mesurés sous les différentes conditions opératoires pendant les essais conduits sur le Verre/Epoxy et le Carbone/Epoxy ont un aspect oscillatoire. Les points de mesures fluctuent autour d'une valeur moyenne. L'amplitude de celle-ci dépend essentiellement de l'orientation des fibres et des paramètres de coupe. Par ailleurs, le maximum est systématiquement enregistré à une orientation de fibres de 90° quelques soit les conditions de coupe utilisées. Ceci confirme que le comportement de coupe est dominé par les propriétés du matériau (mécanismes de rupture agissants). Le processus d'enlèvement de matière à 90° est notamment régi par les mécanismes de coupe les plus sévères traduits par les séries de chocs outil-fibres, les explosions et les déformations excessives hors plan. Dans cette configuration, le niveau de contraintes subit un accroissement et une chute brusque due à la cinétique rapide des mécanismes de coupe. Par conséquent, les amplitudes de fluctuations des efforts sont considérables par rapport aux autres orientations des fibres. Les mécanismes de rupture qui régissent le processus d'enlèvement de matière pour des orientations intermédiaires entre 0° et 60° sont relativement moins sévères. Le niveau d'oscillations des efforts de coupe est alors relativement modéré. Dans les analyses qui suivent, les valeurs des efforts de coupe traduisent la moyenne de trois essais. Etant donné la configuration de coupe, on s'intéressera dans les paragraphes ci-dessous aux seules composantes prédominantes de coupe et d'avance.

■ Influence de l'orientation des fibres

La [Figure 2.15](#) décrit l'évolution des efforts de coupe en fonction de l'orientation des fibres pour différents outils de coupe. Les essais ont été conduits à une vitesse de coupe intermédiaire de 50 m min^{-1} et une avance intermédiaire de 0.3 mm . Une première série d'essais a été réalisée sur le Verre/Epoxy en utilisant les cinq nuances sélectionnées. La deuxième série d'essais exécutée sur le Carbone/Epoxy est restreinte à une nuance type (non revêtue, revêtue CVD, revêtue PVD) de la gamme choisie.

D'après les résultats de mesures, l'amplitude des deux efforts de coupe semble être proportionnelle à l'orientation des fibres θ . Cependant, les tendances montrent une sensibilité relativement plus prononcée se traduisant par une variation non linéaire de la composante de coupe avec θ . L'effort d'avance a plutôt tendance à évoluer linéairement avec l'orientation quel que soit le matériau. L'augmentation monotone des deux composantes est associée au nombre (*paquet*) de fibres soumises à l'action de l'outil : celui-ci est d'autant plus important que l'orientation est grande. Les chargements appliqués et les mécanismes de rupture résultant sont alors liés à la configuration de coupe, et dominés en particulier par les propriétés de la phase fibre.

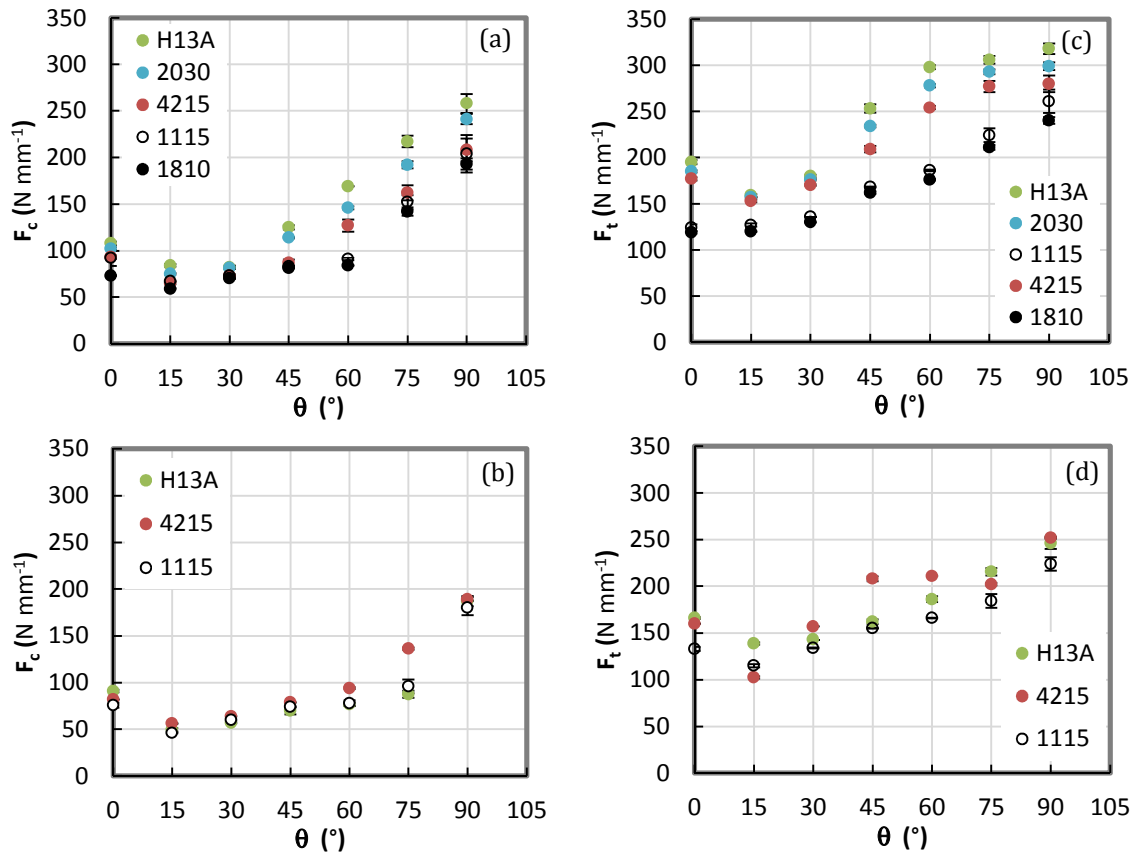


Figure 2.15. Efforts en fonction de l'orientation des fibres ($V_c = 50 \text{ m min}^{-1}$ - $f = 0.3 \text{ mm}$)
Effort de coupe (a) GFRP, (b) CFRP,
Effort d'avance (c) GFRP, (d) CFRP.

Les valeurs minimales des deux composantes sont systématiquement enregistrées à une orientation avoisinant 15° . Cette constatation est attribuée au mode de rupture dans cette configuration contrôlé en priorité par les propriétés de l'interface fibre-matrice. Cette *phase* du composite ne supporte pas les contraintes élevées, le processus d'enlèvement de matière est ainsi provoqué à faibles sollicitations. Les efforts de coupe développés sont alors relativement faibles.

Pour les orientations des fibres comprises dans l'intervalle $]0^\circ, 45^\circ]$, la formation du copeau est gouvernée par deux modes de ruptures successives : (i) Une *rupture primaire* due à l'effort de compression développé dans la direction d'avance de l'outil et (ii) une *rupture secondaire* engendrée par le cisaillement de l'interface fibre-matrice dans la direction des fibres. Avec l'augmentation de l'orientation des fibres, la fracture primaire par compression est remplacée

progressivement par une rupture en mode II se traduisant par un mécanisme de sectionnement des fibres. La sollicitation à orientations élevée nécessite plus d'énergie pour rompre les fibres et initier la deuxième rupture dans une direction relativement orthogonale à la direction d'avance de l'outil. Ceci explique l'augmentation de l'effort de coupe d'une façon non linéaire et relativement rapide au-delà de 15° avec l'orientation des fibres. A 90° , les fibres sont sujet d'une rupture en mode II, perpendiculairement à leurs axes. Cette configuration exige la plus grande quantité d'énergie pour sectionner les fibres et libérer le "copeau" d'où un effort de coupe maximal.

Etant donné que le "copeau" n'est pas continu et que le plan de rupture n'est pas souvent confondu avec celui de coupe (cas des métaux), l'épaisseur du copeau formé n'est pas en effet égale à la valeur de l'avance f . La dimension de celui-ci diminue graduellement en fonction de l'orientation des fibres. Par ailleurs, le passage de l'outil engendre la compression des fibres sectionnées dont la proportion augmente avec l'orientation sous l'action de la face de dépouille. La force de réaction exercée par les fibres sur la face de dépouille de l'outil (réaction se traduisant, après libération des fibres, par le phénomène de retour élastique) croît alors aux orientations voisines de 90° . Cela explique l'augmentation de l'effort d'avance avec l'orientation des fibres.

■ Influence du type de revêtement

Le type du matériau utilisé en coupe a un effet imposant sur l'amplitude des efforts développés en coupe des composites. La [Figure 2.15](#) montre l'influence de la nuance de l'outil sur les deux efforts de coupe lors de la coupe du Verre/Epoxy et du Carbone/Epoxy. Les conclusions suivantes peuvent être soulignées :

- la nuance carbure non revêtue conduit aux efforts de coupe les plus élevés, en particulier, pour le Verre/Epoxy ;
- la nuance revêtue CVD diamant monocouche (1810) montre la meilleure performance de coupe quant aux forces développées comparée à toutes les autres nuances revêtues ([Figures 2.15a et c](#)). Son comportement se confond avec la nouvelle génération du revêtement PVD multicouches (1115). Cette dernière démontre également une très bonne capacité dans la coupe des composites Carbone/Epoxy ([Figures 2.15b et d](#)) ;
- la nuance revêtue CVD multicouches (4215) semble être moins performante que la nuance revêtue diamant monocouche CVD alors qu'elle garde un comportement intermédiaire entre les deux nuances revêtues PVD de la nouvelle génération ([Figures 2.15a et c](#)) ;
- la nuance revêtue PVD multicouches (2030) montre une capacité exceptionnelle à générer des surfaces de coupe nettes et propres (sans bavures), même si elle se situe en avant dernière position si l'on fait référence aux résultats des efforts obtenus notamment sur le Verre/Epoxy ;
- la nuance revêtue CVD ne semble pas présenter une solution appropriée pour la coupe du Carbone/Epoxy. Celle-ci induit en particulier un effort relativement plus importants que celui enregistrées par les deux autres nuances testées, notamment, à des orientations des fibres de 45° et 60° ([Figures 2.15b et d](#)).

La différence observée dans le comportement des nuances sélectionnées s'attribue en premier lieu aux propriétés tribologiques des arêtes actives, et en deuxième lieu à la composition

chimique, la taille des grains et les propriétés thermiques et d'adhérence des couches de revêtement. Ces caractéristiques ont une grande influence sur l'effort de frottement à l'échelle microscopique. Certains revêtements comme le diamant développent des efforts de frottement qui sont relativement faibles par rapport aux autres outils. Ainsi, les efforts macroscopiques nécessaires pour vaincre les efforts dus aux frottements induits et générer la rupture du matériau sont réduits.

■ Influence de la vitesse de coupe

Les résultats obtenus ont démontré que la vitesse de coupe a très peu d'influence sur le processus d'enlèvement de matière et sur les efforts de coupe. La Figure 2.16 présente les résultats d'essais conduits sur le Verre/Epoxy en utilisant la nuance standard en carbure de tungstène (H13A). L'évolution des deux composantes d'efforts en fonction de l'orientation des fibres a été enregistrée pour différentes vitesses de coupe et une valeur constante intermédiaire d'avance de 0.3 mm.

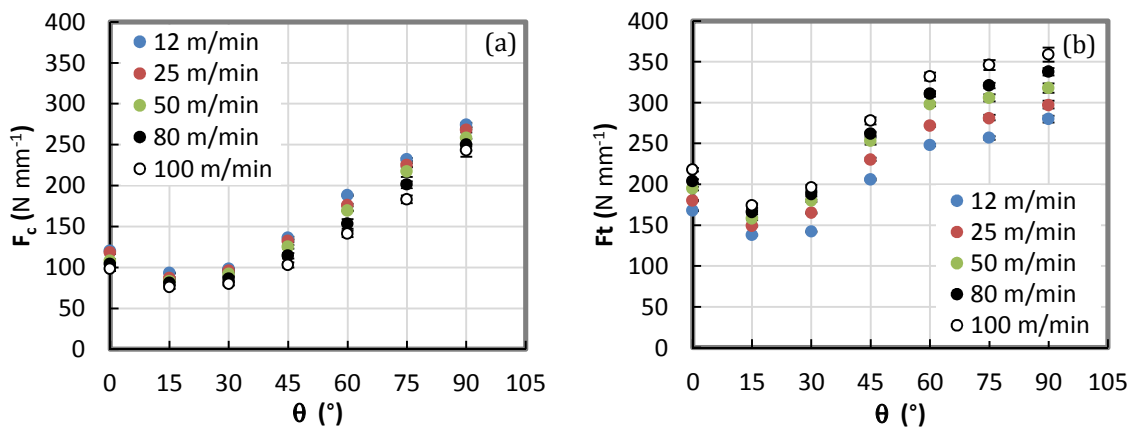


Figure 2.16. Influence de la vitesse de coupe sur (a) l'effort de coupe et (b) l'effort d'avance. (GFRP - H13A : $f = 0.3$ mm).

L'effort d'avance marque une augmentation avec la vitesse de coupe qui devient de plus en plus significative quand l'orientation des fibres augmente alors que l'effort de coupe montre une moindre sensibilité à la vitesse. Par ailleurs, la variation de la vitesse de coupe n'a montré aucune influence sur le processus d'enlèvement de matière. On souligne cependant que la composante de coupe est inversement proportionnelle à la vitesse alors que la composante d'avance évolue proportionnellement à la vitesse. A vitesse élevée, l'action du retour élastique sur la face de dépouille devrait être plus sévère (brutale). L'effet d'inertie qui en découle semble ainsi jouer un rôle non négligeable dans l'accentuation de l'effort d'avance.

■ Influence de l'avance

Une série d'essais a été également lancée pour étudier l'effet de l'avance sur les efforts de coupe. Les essais réalisés sur le Verre/Epoxy utilisent la nuance en carbure de tungstène (H13A) et une vitesse constante de 50 m min^{-1} . La Figure 2.17 illustre les résultats obtenus pour des valeurs d'avance variant de 0.1 à 0.5 mm.

Les deux composantes évoluent proportionnellement et d'une façon monotone avec l'avance. Contrairement aux mécanismes de formation du copeau qui sont dominés principalement par l'orientation des fibres, les efforts montrent une plus grande dépendance à l'avance. La plage de

variation est plus marquée sur la composante de coupe : à 0° , la valeur de F_c augmente d'un rapport maximal 3.3 quand l'avance passe de 0.2 à 0.5 mm. Cette évolution est attribuée au volume de matière enlevée estimé approximativement à $(v = f \cdot a_p \cdot V_c t_c = f \cdot a_p \cdot l_c)$ pour chaque niveau d'avance, si l'on néglige l'effet du retour élastique. En effet, en opérant à faible avance, le volume enlevé est relativement plus petit que celui enlevé à avance plus élevée. Les quantités d'énergie respectives $(W_c = \frac{V_c}{t_c} F_c = \frac{v}{f \cdot a_p \cdot t_c} F_c)$ et $(W_a = \frac{f}{t_c} F_t)$ nécessaires à l'achèvement de la coupe sont donc proportionnelles à l'avance. t_c traduit le temps de coupe associé à l_c .

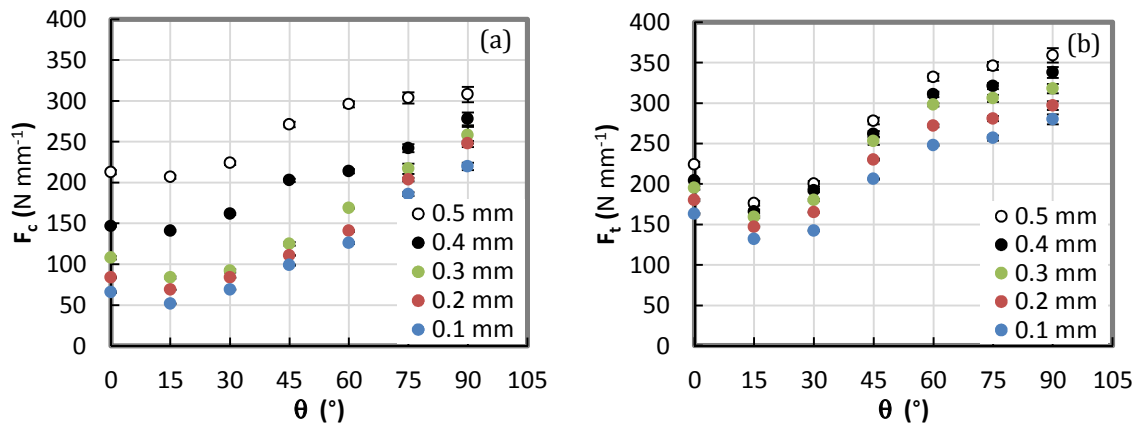


Figure 2.17. Influence de l'avance sur (a) l'effort de coupe et (b) l'effort d'avance. (GFRP - H13A: $V_c = 50 \text{ m min}^{-1}$).

La valeur de l'effort d'avance est fortement dépendante de l'orientation des fibres et plus particulièrement du retour élastique. Etant donné que les mécanismes de rupture restent les mêmes quelle que soit l'avance utilisée, le retour élastique devrait rester in affecté quand f évolue. Ceci explique la sensibilité réduite de la composante F_t à l'avance observée dans les tendances obtenues. Par ailleurs, l'augmentation enregistrée est principalement attribuée aux efforts de flexion et de cisaillement des fibres relativement influencés par la valeur de l'avance.

5 Analyse de l'usure des outils

5.1 Plans d'essais

Des essais d'usure ont été réalisés afin d'apprécier la performance de différentes nuances étudiées. Deux séries d'essais ciblés ont été réalisés dans le but d'analyser les mécanismes d'usure mis en jeu quant aux deux matériaux étudiés.

La 1^{ère} série d'essais vise à tester la sensibilité du comportement à l'orientation des fibres de trois nuances commerciales de caractéristiques nettement différentes : la nuance carbure non revêtue (WC), la nuance revêtue diamant monocouche (CVD-MNL) et la nuance revêtue multicouches (CVD-MTL). Le composite Verre/Epoxy était choisi pour les éprouvettes d'essais. La 2^{ème} série conduit d'ailleurs sur les deux types de composites, vise à étudier les performances des nuances revêtues ayant des propriétés d'adhérences nettement différentes quant à la résistance à l'usure : la nuance revêtue à haute adhérence PVD-HA, la nuance revêtue à adhérence moyenne PVD-MA, et la nuance revêtue CVD-LA à faible adhérence. Les nuances PVD sélectionnées respectivement pour le plan d'essais désignent une nouvelle génération de

revêtement. Cette campagne croisent également trois nuances alors que l'angle d'orientation des fibres a été fixé à 45°.

Le [Tableau 2.8](#) récapitule les deux plans d'essais suivis pour l'étude de l'usure des outils en utilisant les deux types de composites.

Tableau 2.8

Plans d'essais définis pour l'étude des mécanismes d'usure des outils.

Plan	Paramètres fixes	Variables	Nuance	Composition
N°1	GFRP	WC	TCMT16T308 KMH13A	Diamant polycristallin TiCN-Al ₂ O ₃ -TiN
	$V_c = 50 \text{ m min}^{-1}$	CVD-MNL	TCGX16T304 AL1810	
	$f = 0.3 \text{ mm}$	CVD-MTL	TCMT16T308 UF4215	
N°2	$\theta = 45^\circ$	PVD-HA	TCMT16T308 GC1115	TiAlN-AlcrO
	$V_c = 50 \text{ m min}^{-1}$	PVD-MA	TCMT16T308 GC2030	TiN-TiAlN
	$f = 0.3 \text{ mm}$	CVD-LA	TCMT16T308 UF4215	TiCN-Al ₂ O ₃ -TiN

Les parties actives de l'outil ont été systématiquement analysé au MEB à chaque étape de l'essai. Les différentes observations réalisées montrent que les zones les plus touchées par l'usure sont la face de dépouille et l'arête de coupe. Contrairement à l'usinage des métaux, la face de coupe est dépourvue de tout signe d'usure vu que le copeau est discontinu voire poudreux et ne dissipe quasiment pas de chaleur pouvant nuire à cette zone de coupe. Durant les essais réalisés, les températures atteintes sont supposées trop faibles pour induire de l'endommagement. L'absence de localisation intense de température explique l'absence de l'oxydation, de la diffusion et de toute forme d'usure en cratère sur les nuances étudiées. Aucune trace de déformation plastique ni d'écaillage n'a été non plus retrouvée. La faible localisation thermique et la dureté relativement élevée des nuances utilisées expliquent respectivement l'absence de deux modes respectifs d'usure précités.

5.2 Résultats

5.2.1 1^{ère} série d'essais : Influence de l'orientation des fibres

La face de dépouille de toutes les nuances est marquée par le mécanisme d'abrasion ([Figure 2.18](#)) traduit par des stries régulières ou irrégulières (arrachement). Ce phénomène est révélateur d'un état de contact sévère faisant généralement interagir des éléments relativement durs. Lors de la coupe, les fibres découpées en amont de l'outil entrent en contact avec la face de dépouille de l'outil. Leurs actions mécaniques potentiellement dues au piégeage par compression provoquent une micro-indentation à la face de dépouille succédée de micro-rayures. L'outil subit alors une dégradation par arrachement de ses constituants caractérisée par des stries alignées dans la même direction que celle de coupe, comme observé typiquement dans la [Figure 2.18b](#) et [e](#).

L'usure par abrasion peut être également due à la présence des particules de matière libérées (troisième corps) et logées à l'interface outil-matière. Leur origine pourrait être des débris provenant de l'outil ou de la pièce. La [Figure 2.18h](#) et [i](#) prouve la présence des petites particules de revêtements, des résidus des fibres et des débris résineux sur la face observée de la nuance CVD-MNL. Des tels éléments venant s'incruster à l'interface outil-pièce provoquent des

changements de propriétés de contact et par conséquent des variations des forces de frottement. Les particules libres peuvent également altérer la face de dépouille par micro-indentation à l'image de l'action des fibres.

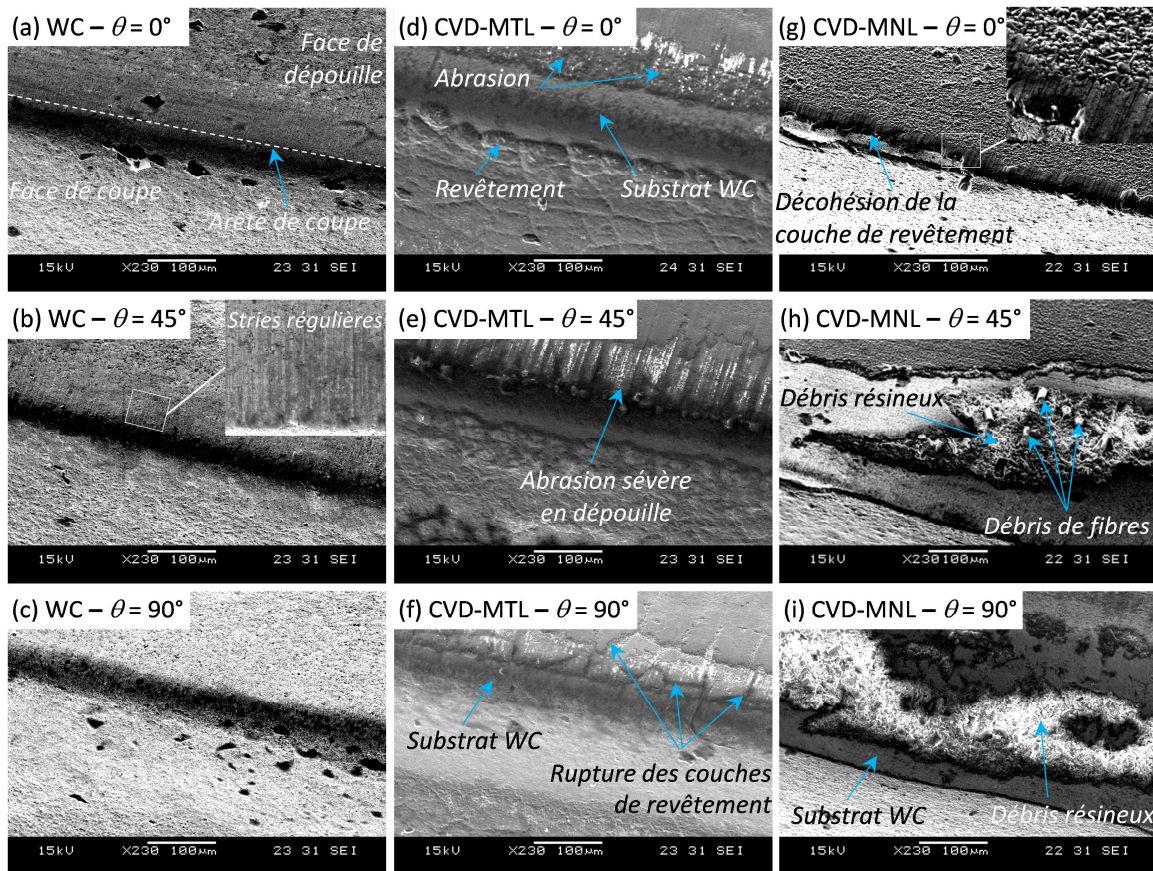


Figure 2.18. Micrographies MEB de l'état d'usure des nuances analysées (GFRP).
(a-c) WC, (d-f) CVD-MNL, et (g-i) CVD-MTL.

D'après les micrographies MEB, l'usure la plus faible est enregistrée par la nuance carbure non revêtue WC (Figure 2.18a-c). Les stries générées énoncent un mécanisme d'abrasion léger traduit par des stries régulières et étroites. L'arête de coupe semble indemne de toute dégradation significative pouvant altérer son comportement. La nuance revêtue multicouche CVD-MTL démontre une vulnérabilité prononcée se traduisant par le décollement totale de toutes les couches de revêtement y compris la plus profonde, celle en dépôt direct sur le substrat (Figure 2.18d-f). Le mode d'abrasion à 0° et 45° se confond. Par ailleurs, le mécanisme d'usure semble agir différemment à 90°. En effet, la rupture de couche de revêtement montre un aspect de décohésion qui se traduit par des fissures irrégulières parallèlement et perpendiculairement à l'arête de coupe. Les fibres sectionnées transversalement dans les plis intérieurs doivent être à l'origine des rayures sévères dans la direction de coupe. Par ailleurs, les fibres constituant les plis latéraux de la pièce doivent être à l'origine des fractures dans le sens normal aux plis (sens de la longueur de l'arête) par effet de déformation hors plan observé dans l'effet *peigne*. La nuance au revêtement diamant monocouche CVD-MNL semble être la plus vulnérable de toutes les plaquettes étudiées en raison de sa dégradation catastrophique rapide et sa rupture prématurée et systématique (Figure 2.18g-i).

5.2.2 2^{ème} série d'essais : Influence du type de revêtement

La deuxième campagne d'essais a pu mettre en lumière le niveau de performance des nuances revêtues dans la coupe vis-à-vis de type de fibre et de la technologie de dépôt de revêtement. La Figure 2.19 donne un aperçu de l'état des plaquettes après une longueur de coupe $l_c = 100\text{ m}$.

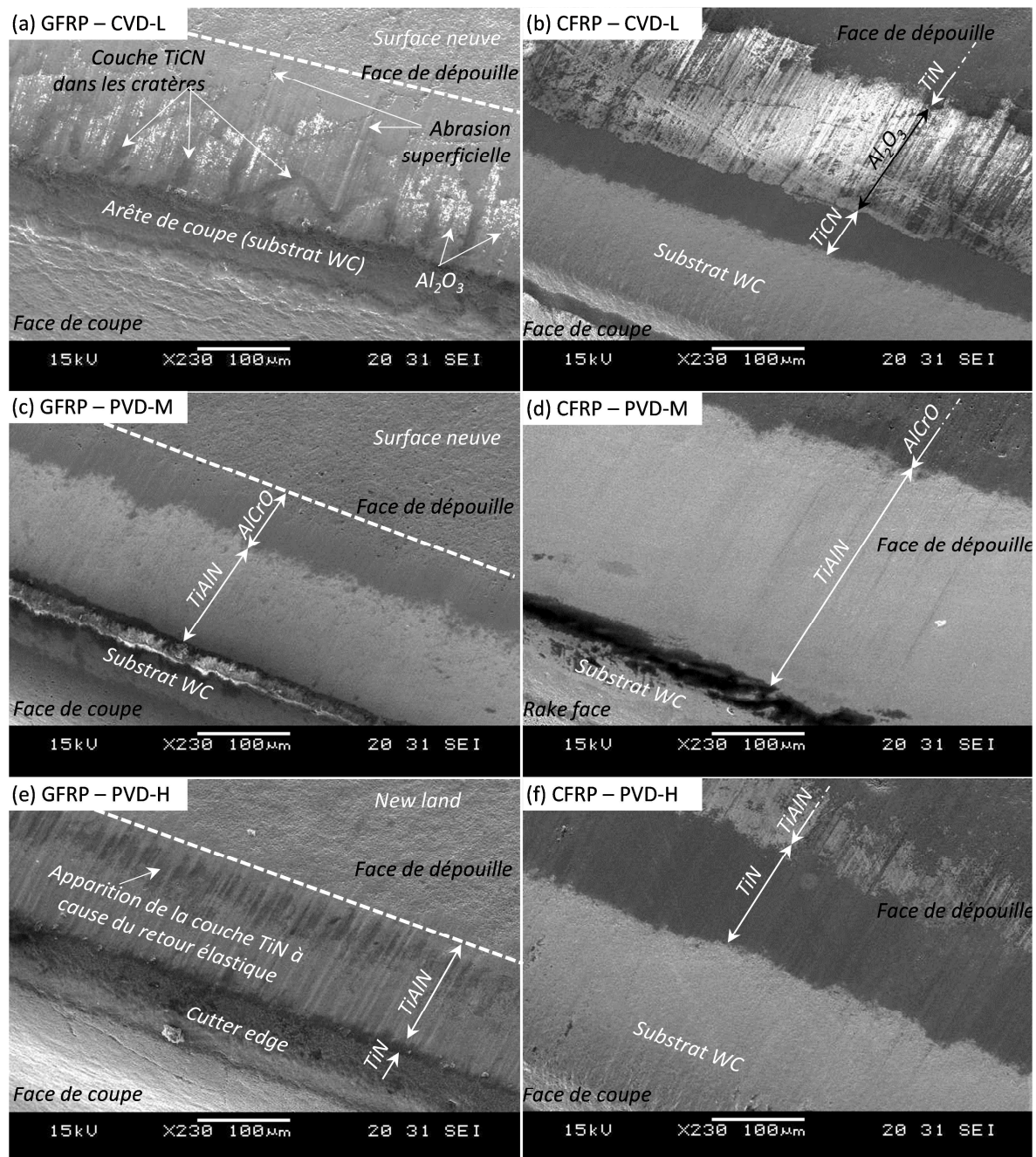


Figure 2.19. Micrographies MEB de l'état d'usure des nuances multicouches ($\theta = 45^\circ$).
(a-b) CVD-LA, (d-f) PVD-MA, et (g-i) PVD-HA.

Les observations MEB permettent de distinguer facilement les modes d'usure opérant dans chaque revêtement. Alors que l'abrasion semble être le mécanisme commun dominant, les images prouvent que son mode d'action est différent. Les micrographies démontrent que sa signature est fortement dépendante de trois paramètres prépondérants sur le comportement à

l'interface : (i) la nature de la fibre constituant l'interface du couple outil-matière, (ii) le type de revêtement, notamment, les propriétés de la couche superficielle, et (iii) l'adhérence entre celle-ci et les couches successives en profondeur. Les trois nuances présentent une usure dans le cas de la fibre de verre nettement plus agressive que dans le cas de la fibre de carbone (Figures 2.19a, c et e).

Alors que les modes d'abrasion opérant sur les deux revêtements PVD se confondent relativement, celui identifié sur le revêtement CVD se voit différent. Seule la nuance CVD-LA subit une abrasion dure se traduisant par l'apparition des cratères relativement larges et irrégulières confirmant le décollement totale de la couche superficielle TiN en coupe du Verre/Epoxy (Figure 2.19a). Malgré l'identification du même mode d'abrasion contre la fibre de carbone, l'usure du CVD-LA présente des stries beaucoup plus régulières et elle est relativement moins rapide : en effet, la surface usée est beaucoup plus large, et les stries beaucoup moins profondes comme on peut le percevoir sur la Figure 2.19b. Le Tableau 2.9 résume les modes d'usure identifiés sur chacune des nuances et l'aspect de signature associée.

Tableau 2.9

Mode d'usure identifié pour chacune des composites et nuances multicouches analysées.

	Matériau	l_c (m)	Nuance		
			CVD-LA	PVD-MA	PVD-HA
Mode d'abrasion	GFRP	100	Sévère – irrégulier	Doux – irrégulier	Sévère – irrégulier
	CFRP	100	Sévère – régulier	Doux – irrégulier	Sévère – régulier

Les observations prouvent également que le mécanisme d'abrasion atteint systématiquement la couche de revêtement la plus profonde. La disparition de celle-ci marque une transition dans le comportement de l'outil se traduisant par un changement dans les tendances des efforts de coupe et en particulier dans la valeur de frottement [Ben-14]. Pour la gamme des nuances et matériaux utilisée, ce changement de comportement est identifié à une longueur de coupe avoisinant 50 m. Il est attribué au basculement d'un couple tribologique "matériau revêtu-composite" à un couple "carbure de tungstène – composite". Au-delà d'une longueur de coupe $l_c \geq 50$ m, le comportement de la plaquette est assimilé à une nuance standard de type WC.

6 Conclusion

La conduite de l'étude expérimentale présentée dans ce chapitre est justifiée par le triptyque suivant :

- le premier est lié à la compréhension des mécanismes élémentaires de coupe des composites, agissant seuls ou en interaction avec d'autres mécanismes sur le comportement du matériau. Les essais mis en place pour caractériser les modes de rupture des fibres, de la matrice et de l'interface ont été conduits dans cet objectif. La campagne d'essais réalisés a ainsi servi à modéliser fidèlement ces mécanismes et à formuler en conséquence les lois constitutives des couplages éventuelles, qu'on présentera en détails dans le prochain chapitre ;

- le deuxième est plutôt associé à l'identification des paramètres de volumes et de surfaces nécessaires au calcul numérique : les propriétés élastiques, les propriétés de rupture du matériau composite et les propriétés de contact traduites par le frottement et la consommation des interfaces en coupe ;
- la nécessité d'une validation physique fine du modèle de coupe en l'absence manifeste de données expérimentales dans la littérature constitue le troisième levier de cette étude. Les essais normalisés ainsi que les essais de coupe sur banc instrumenté ont été grandement profitables à la démonstration de la fiabilité prédictive du modèle.

Chapitre III

Modélisation 3D de la coupe des composites : Une approche de couplage multiphysique Elasticité–Endommagement progressif–Rupture

1 Introduction

La modélisation numérique de différents phénomènes intervenant au cours de l'usinage est complexe. L'endommagement traduisant la rupture des fibres, le cisaillement de la matrice et le délaminage sont au cœur des phénomènes mis en jeu. Les études traitant la modélisation de la coupe des composites sont abondantes. Toutefois, l'approche analytique souffre de plusieurs limitations dues aux innombrables hypothèses simplificatrices. Le recours à l'expérimentation est rapidement pénalisé par le coût élevé et les difficultés liées à la collection des données à partir des zones les plus inaccessibles en coupe. Les méthodes numériques interviennent ainsi en tant qu'alternative efficace pour modéliser les phénomènes complexes et leurs interactions. Par ailleurs, la flexibilité des codes EF offre la possibilité d'implémenter une grande variété de lois de comportement. Dans le but de modéliser le processus d'enlèvement de matière des matériaux composites, on a opté dans cette étude pour (i) une approche de couplage multiphysique fort et (ii) un modèle d'endommagement progressif représentatif des mécanismes réels observés. Un choix pertinent de critères de rupture a été effectué pour pouvoir reproduire les mécanismes réels de fissurations (i) associés à chacune des phases constituantes et (ii) selon chaque mode de sollicitation. Il a été démontré au chapitre précédent que la rupture finale a eu lieu suite à l'amorçage d'une série de fissures sous chargement continues. Les critères de rupture binaires sont alors abandonnés au profit d'un concept d'endommagement progressif, dont l'évolution est contrôlée à l'aide de l'énergie de rupture du matériau. Nous considérons par ailleurs que la rupture est le résultat de l'interaction potentielle de plusieurs mécanismes élémentaires. Le modèle proposé est tridimensionnel, il a été développé à l'échelle macro-mécanique qui offre la possibilité de simuler des géométries complexes, elle permet également un gain considérable en temps de calcul par rapports aux modèles multiphasiques. L'aspect tridimensionnel permet de modéliser le délaminage et les déformations hors plan qui sont fortement présents en coupe et qui ne peuvent être représentées par des modèles 2D. Le schéma d'intégration explicite a été choisi afin de remédier aux éventuels problèmes de convergences rencontrés en statique et en quasi-statique. Le modèle a été implémenté dans le code de calcul ABAQUS/Explicit via une routine VUMAT. La première partie de ce chapitre aura pour objectif de présenter le modèle proposé. Les différents phénomènes physiques caractérisant le comportement du matériau composite et exposés au chapitre précédent seront ensuite modélisés. La validation du modèle sur des essais mécaniques normalisés constituera la dernière partie de ce chapitre.

2 Echelle de modélisation

Le matériau composite est le résultat d'une association entre une matrice et un renfort. Son comportement est alors hérité des propriétés de ses constituants (fibre, matrice, interface). Les discontinuités et les microcavités présentes dans le matériau peuvent aussi affecter sa réponse à une sollicitation donnée, même si son influence reste relativement faible. L'hétérogénéité du matériau impose des approximations pour l'application de la théorie de la mécanique des milieux continus (MMC). La technique d'homogénéisation constitue ainsi une solution judicieuse pour surmonter les verrous à l'échelle micromécanique. Le matériau est alors représenté par un Milieu Homogène Equivalent (MHE). Le comportement effectif approché d'un volume

élémentaire représentatif (VER) est ensuite décrit à l'aide d'un modèle de calcul faisant appel à la théorie classique de la MMC. Les caractéristiques mécaniques du VER peuvent être déterminées à partir des propriétés de différentes phases qui le constituent et de divers paramètres qui définissent leur répartition spatiale (fraction volumique, géométrie, distribution, etc.).

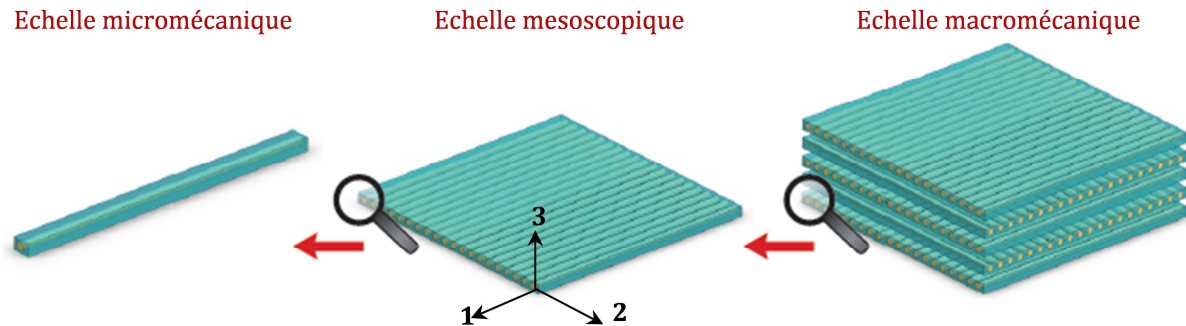


Figure 3.1. Echelles de modélisation des stratifiés composites.

Le VER est réduit à la géométrie des éléments constitutifs de l'hétérogénéité. Cette caractéristique spécifique rend la représentation du comportement d'un matériau composite typiquement multiéchelles (Figure 3.1). Trois échelles sont couramment retenues pour modéliser le comportement mécanique d'un stratifié [Tsa-80, Gay-91, Ber-92]. On distingue :

- l'échelle micromécanique ;
- l'échelle mésoscopique ;
- l'échelle macro-mécanique.

2.1 Echelle micromécanique

Dans ce cas, le comportement du matériau est défini à l'échelle des constituants élémentaires (fibre, matrice, interface). Le modèle consiste à représenter une partie du pli par une cellule élémentaire (Figure 3.2). Les propriétés mécaniques de chaque élément sont introduites séparément. Le modèle le plus simpliste du volume élémentaire (VER) est une fibre enrobée par la matrice [Nay-05b]. La répartition des fibres dans la matrice n'est cependant pas toujours régulière, des approches probabilistes sont alors utilisées pour aboutir à une représentation plus réaliste de l'arrangement des fibres. L'interface fibre-matrice est généralement modélisée par éléments cohésifs (EC) [Rao-07a, Rao-07b].

2.2 Echelle mésoscopique

Compte tenu de la disposition périodique de différentes nappes dans le stratifié, l'échelle mésoscopique considère le pli entier ou une zone délimitée comme étant le VER (Figure 3.1). Son comportement est généralement supposé homogène orthotrope.

2.3 Echelle macro-mécanique

A cette échelle, l'étude est focalisée sur le comportement global de la structure sans distinguer les constituants. Cette approche est plus appropriée pour les structures de grandes dimensions. Selon la complexité du modèle, il est possible de modéliser le comportement du matériau en visco-élastoplasticité avec couplage à l'endommagement. Le délaminage peut être ainsi modélisé explicitement au moyen des éléments cohésifs.

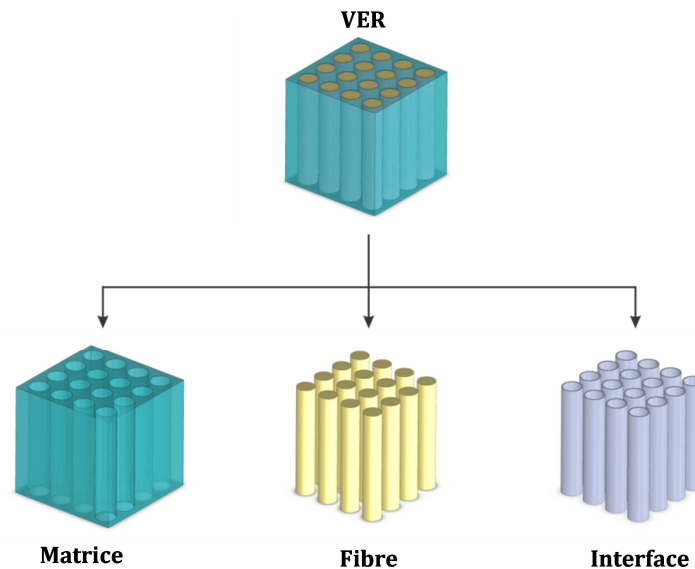


Figure 3.2. Echelle de modélisation micromécanique d'un composite unidirectionnel.

2.4 Choix de l'échelle de modélisation

L'approche microscopique a l'avantage de pouvoir reproduire les phénomènes micromécaniques qui sont parfois indispensables pour décrire le comportement du matériau à plus grande échelle (échelle macro). Cette piste d'étude a été cependant écartée pour les raisons suivantes :

- le temps important nécessaire à l'exécution des calculs, en particulier, dans le cas des pièces complexes (maillage raffiné s'impose) et des pièces de grandes dimensions ;
- la difficulté d'accès aux propriétés mécaniques des constituants (caractérisation trop fine voire impossible). La description de la physique de l'interface reste en particulier très subtile.

La caractérisation du matériau à l'échelle de la structure semble plus réaliste puisqu'elle tient compte des éventuels défauts présents dans la matière (microporosités, impuretés, etc.). Si les propriétés de la fibre et de la matrice sont modélisées séparément à l'échelle micromécanique, les discontinuités restent par ailleurs difficile à décrire ce qui peut influencer les prédictions (ex. initiation de la rupture).

Quant à l'approche mésoscopique, elle ne permet ni de reproduire précisément les phénomènes physiques intervenant à l'échelle micromécanique, ni de représenter les réponses à l'échelle de la structure.

L'approche macro-mécanique semble être la mieux adaptée pour modéliser des rhéologies complexes. Elle a été alors retenue pour décrire le comportement mécanique représentatif d'un pli. Un composite unidirectionnel est représenté par une seule couche qui possède les mêmes propriétés que celles du pli. Les stratifiés sont modélisés par un empilement de plusieurs monocouches. Le comportement du composite multidirectionnel résulte de celui des composants d'où l'importance de l'interface entre les différents plis. L'interface inter-plis est décrite à l'aide des éléments cohésifs. L'orientation de différents plis constituant le modèle est définie dans un référentiel commun désigné comme le référentiel du stratifié ou repère global du modèle (Figure 3.1).

3 Schéma d'intégration et description du mouvement

3.1 Schéma d'intégration

La modélisation numérique des procédés en dynamique rapide à l'aide d'une formulation implicite a montré ses limites [Aro-97, Mah-01, Aro-02, Zit-05, Nay-05b, Rao-08]. Les grandes transformations et les non-linéarités géométriques provoquent systématiquement une distorsion excessive du maillage dans la simulation de l'opération de coupe ce qui se traduit par des problèmes de convergence. Le schéma d'intégration explicite est reconnu pour son efficacité à modéliser les phénomènes physiques en dynamique rapide. Il permet d'une part, un gain considérable en mémoire CPU, et d'autre part, de remédier aux éventuels problèmes de convergence. Toutefois, quelques considérations doivent être respectées afin d'assurer la stabilité de l'incrément du temps. Celui-ci doit être inférieur au temps de propagation de l'onde élastique dans la plus petite dimension des éléments du maillage L_m [Aba-12]. Cette condition est traduite par l'équation suivante :

$$\Delta t \leq \frac{L_m}{\sqrt{E/\rho}} \quad (3.1)$$

E est le module d'élasticité du matériau et ρ est sa masse volumique.

Afin de diminuer le nombre d'incréments et d'accélérer les calculs sans pour autant perturber la stabilité de la solution, on fait généralement recours dans les algorithmes explicites à un équilibrage de la masse (mass scaling). La technique consiste à multiplier la masse volumique du matériau par un facteur d'échelle massique. Cet équilibrage doit rester raisonnable en respectant une deuxième condition sur l'énergie cinétique. Celle-ci ne doit pas dépasser 10% de l'énergie interne du matériau.

Le code ABAQUS gère automatiquement l'incrément du temps et l'équilibrage de la masse en fonction du matériau définie et de la géométrie du maillage. Cependant, en utilisant des routines externes de type VUMAT, l'utilisateur est amené à les configurer lui-même.

3.2 Description du mouvement

La description du mouvement de différents point matériels appartenant au modèle est décrite à l'aide d'une formulation purement lagrangienne. Ce choix a été effectué pour les raisons

suivantes :

- la configuration finale en formulation eulérienne, qui correspond à la géométrie de la pièce en coupe, est difficilement accessible vu la nature poudreuse du copeau. Il est donc impossible de décrire le mouvement du matériau à l'aide d'une approche eulérienne ou hybride de type ALE (Arbitratry Lagrangien-Eulerien formulation) ;
- la définition du maillage eulérien n'est pas possible sur ABAQUS pour les matériaux orthotropes ou anisotropes. Si l'application l'exige, il va falloir faire recours à la routine VUEL pour définir l'élément. Ceci impose la gestion de toutes les transformations des paramètres matériaux entre les différents éléments ce qui constitue une source d'erreurs considérables. Pour l'ensemble de ces raisons, cette approche a été abandonnée.

La modélisation ne fait appel en aucun cas de calcul aux algorithmes de remaillage. Cependant, la distorsion du maillage est attentivement traitée par l'utilisation de la longueur caractéristique. Les problèmes de convergence associés à la distorsion de l'élément ont été ainsi surmontés.

4 Loi de comportement du pli

4.1 Calcul des déformations et des contraintes non-endommagées

Le chapitre précédent a mis en évidence que le comportement des composites polymériques à renfort fibreux suit généralement une loi élastique linéaire hormis le comportement en cisaillement. Dans le cas général, le comportement d'un seul pli (Figure 3.1) est décrit par la loi de Hook généralisée dont la forme condensée en notation vectorielle est donnée par l'Eq.3.2 :

$$\{\sigma\} = [C] \{\varepsilon\} \quad (3.2)$$

$\{\sigma\}$ et $\{\varepsilon\}$ désignent respectivement les vecteurs de contraintes et de déformations. $[C]$ représente le tenseur de rigidité qui est une matrice symétrique à vingt et une composantes. Le pli étant considéré orthotrope, le nombre des constantes élastiques indépendantes est réduit à neuf par effet de symétrie. Dans ce cas, la forme matricielle de la loi de Hook est donnée par :

$$\begin{bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \tau_{12} \\ \tau_{23} \\ \tau_{13} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{13} & 0 & 0 & 0 \\ C_{12} & C_{22} & C_{23} & 0 & 0 & 0 \\ C_{13} & C_{23} & C_{33} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & C_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & C_{55} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & C_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \varepsilon_{33} \\ \gamma_{12} \\ \gamma_{23} \\ \gamma_{13} \end{bmatrix} \quad (3.3)$$

Avec :

$$\gamma_{ij} = 2\varepsilon_{ij} \quad (3.4)$$

Les paramètres C_i sont des constantes qui dépendent du matériau. Les composantes élastiques de la matrice de rigidité sont définies comme suit :

$$\begin{aligned}
C_{11} &= E_1(1 - \nu_{23}\nu_{32})Y \\
C_{22} &= E_2(1 - \nu_{13}\nu_{31})Y \\
C_{33} &= E_3(1 - \nu_{12}\nu_{21})Y \\
C_{12} &= E_1(\nu_{21} + \nu_{31}\nu_{23})Y \\
C_{23} &= E_2(\nu_{32} + \nu_{12}\nu_{31})Y \\
C_{13} &= E_1(\nu_{31} + \nu_{21}\nu_{32})Y \\
C_{44} &= G_{12} \\
C_{55} &= G_{23} \\
C_{66} &= G_{13}
\end{aligned} \tag{3.5}$$

E_i , ν_{ij} , et G_{ij} sont respectivement les modules d'Young selon la direction i , les coefficients de Poisson et les modules de cisaillement. Y est une constante, son expression est donnée par l'équation suivante :

$$Y = \frac{1}{1 - \nu_{12}\nu_{21} - \nu_{23}\nu_{32} - \nu_{13}\nu_{31} - 2\nu_{13}\nu_{21}\nu_{32}} \tag{3.6}$$

La symétrie de comportement implique l'égalité suivante :

$$\frac{\nu_{ij}}{E_i} = \frac{\nu_{ji}}{E_j} \tag{3.7}$$

Il a été souligné au chapitre précédent la forte sensibilité du mécanisme de formation du "copeau" à la déformation et à la vitesse de déformation. Afin de modéliser de manière fiable le processus d'enlèvement de matière, il est impératif de se placer dans l'hypothèse de grands déplacements. La déformation est ainsi obtenue dans le code de calcul EF (ABAQUS/Explicit) par intégration de la vitesse de déformation à chaque incrément du temps. Elle correspond aussi à la déformation logarithmique donnée par :

$$\bar{\varepsilon} = \int_0^T \text{sym}(\bar{\mathbf{L}}(t + \tau)) d\tau = \ln(\sqrt{\bar{\mathbf{F}}\bar{\mathbf{F}}^T}) \tag{3.8}$$

$\bar{\mathbf{L}}$ est le tenseur gradient des vitesses et $\bar{\mathbf{F}}$ correspond au tenseur gradient de déformation. Pour chaque incrément du temps, ABAQUS renvoie à la routine VUMAT le tenseur gradient de déformation $\bar{\mathbf{F}}$. Le tenseur symétrique gauche (V) de la décomposition polaire et la déformation sont alors calculés en utilisant l'équation suivante :

$$\bar{\varepsilon} = \sum_{i=1}^3 \lambda_i n_i \otimes n_i \tag{3.9}$$

Les λ_i sont les valeurs propres de la quantité $\bar{\mathbf{F}}\bar{\mathbf{F}}^T$ appelée aussi le tenseur de dilatations de Cauchy-Green à gauche. Les n_i sont les vecteurs propres associés aux valeurs propres λ_i . Les autres déformations à savoir, la déformation de Green et la déformation de Biot's ne sont pas appropriées pour ce type d'applications qui fait intervenir des non-linéarités géométriques. Le tenseur de déformations est ensuite converti en vecteur de déformations pour calculer les contraintes par l'intermédiaire de l'Eq.3.3. L'état des contraintes trouvé est représenté par le tenseur de Cauchy.

Les relations définies ci-dessus sont valides uniquement dans la base d'orthotropie du pli. En effet, le code ABAQUS associe à chaque élément fini du modèle un repère local qui subit des translations et des rotations en fonction des sollicitations qui lui sont exercées. Les grandeurs fournies par ABAQUS sont exprimées à l'intérieur de la routine VUMAT, dans le repère local de l'élément. ABAQUS gère les rotations et les déplacements entre le repère local et le repère global du modèle qui définit l'orientation de divers plis. Afin de déterminer la relation contraintes-déformations de différents plis orientés selon différents angles, deux solutions se présentent :

- (i) calculer les déformations et la matrice de rigidité hors axes principaux (dans le repère local de l'élément), et en déduire la contrainte dans le même référentiel (x, y, z) , ou bien ;
- (ii) effectuer un changement de base des déformations et calculer les contraintes dans la base d'orthotropie (1,2,3).

Dans le cadre de cette étude, on a opté pour la deuxième solution en raison de sa simplicité. Les déformations sont tout d'abord calculées dans la base locale de l'élément (x, y, z) moyennant l'Eq.3.11, transformées ensuite dans la base d'orthotropie (1,2,3), l'axe "1" étant celui de la fibre.

$$\{\varepsilon_{123}\} = [T_\varepsilon]\{\varepsilon_{xyz}\} \quad (3.10)$$

Les contraintes déterminées par l'Eq.3.10 seront retournées dans la base locale de l'élément comme décrit par la relation suivante :

$$\{\sigma_{xyz}\} = [T_\sigma]^{-1}\{\sigma_{123}\} \quad (3.11)$$

Les opérateurs T_ε et T_σ sont décrits respectivement par les expressions suivantes :

$$[T_\varepsilon] = \begin{bmatrix} c^2 & s^2 & 0 & sc & 0 & 0 \\ s^2 & c^2 & 0 & -sc & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 1 & 0 & 0 & 0 \\ -2sc & 2sc & 0 & c^2 - s^2 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & c & -s \\ 0 & 0 & 0 & 0 & s & c \end{bmatrix} \quad (3.12)$$

$$[T_\sigma] = \begin{bmatrix} c^2 & s^2 & 0 & 2sc & 0 & 0 \\ s^2 & c^2 & 0 & -2sc & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 1 & 0 & 0 & 0 \\ -sc & sc & 0 & c^2 - s^2 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & c & -s \\ 0 & 0 & 0 & 0 & s & c \end{bmatrix} \quad (3.13)$$

L'orientation θ du pli est défini dans ce cas autour de l'axe "Z" appartenant au repère global du modèle (X, Y, Z) . Toutes les grandeurs calculées par le VUMAT ou renvoyées par ABAQUS vers la routine sont stockées à la fin du calcul dans ce repère (X, Y, Z) . c et s sont respectivement les fonctions trigonométriques $\cos(\theta)$ et $\sin(\theta)$.

4.2 Comportement non linéaire endommageable

La description fine du comportement du matériau présente un réel défi dans la modélisation de la coupe des composites au regard de la différence en nature des propriétés des phases et de l'interface. La rupture et l'endommagement sont, typiquement, au cœur des phénomènes à ne pas négliger. C'est tout le processus d'enlèvement de matière qui en dépend (formation du copeau, efforts de coupe développés, localisation de chaleur, etc.).

L'émergence des outils numériques ces dernières années a permis l'implémentation des modèles de comportement multiphysiques couplées à la mécanique de la rupture et/ou de l'endommagement. Cela a permis de prédire avec plus de précision les contours des endommagements induits sous l'action de l'outil de coupe. Par référence à la littérature, divers types de modèles décrivant le comportement endommageable des composites peuvent être distingués :

- les modèles micromécaniques ;
- les modèles probabilistes ;
- les modèles phénoménologiques.

Les modèles phénoménologiques sont les plus utilisés en raison de leur facilité de mise en place et leur capacité à reproduire les phénomènes physiques de la rupture. Ces modèles sont basés soit sur la mécanique de la rupture seule ou couplée à la mécanique de l'endommagement.

L'utilisation des critères de rupture a été limitée aux composites unidirectionnels en régime statique. L'utilisation de la mécanique de la rupture en dynamique est récente. On distingue deux principaux types de critères de rupture :

- critère non-interactifs (contraintes maximales et déformations maximales) ;
- critères interactifs (Tsai-Wu, Tsai-Hill, Hoffman, etc.)

Les critères interactifs ont l'avantage de pouvoir coupler les modes élémentaires de rupture. En effet Puck et al. [Puc-98, Puc-02] ont mis en évidence la forte dépendance du comportement et des modes de rupture du composite à l'état des contraintes. La réponse du composite en cisaillement pure diffère de son comportement en sollicitation combinée. Au cours de l'usinage, le matériau subit des chargements multiaxiaux ne pouvant pas être traduits par les critères de rupture non interactifs. Par ailleurs, les critères interactifs ne font pas de distinction entre les mécanismes ayant provoqués la rupture respective des phases constituantes (cisaillement de la matrice, rupture des fibres, décohésion de l'interface, etc.). L'incapacité de tenir compte de l'effet d'échelle constitue un inconvénient supplémentaire des critères de rupture. En effet, sous le même état de contraintes, la taille du maillage peut influencer la position et l'amplitude de la fissure générée. Des instabilités liées au mauvais équilibre énergétique sont également susceptibles d'apparaître en utilisant ces critères ce qui n'est pas sans influence sur la pertinence des calculs.

L'étude expérimentale menée au chapitre précédent a montré que le comportement du composite dans les directions longitudinale et transversale sous chargements uni-axiaux est linéaire. Cependant, si le chargement est multiaxial le comportement devient élastique non linéaire. Ce phénomène a été attribué aux mécanismes suivants :

- micro-endommagement à l'interface fibre-matrice ;
- la viscosité de la matrice ;
- le vrillage (désalignement) des fibres en compression.

Il a été également conclu que l'état des contraintes appliquées au matériau affecte sa réponse d'où l'importance de coupler la non linéarité à l'état des contraintes. La négligence de l'interaction entre les différents chargements conduit généralement à une sous-estimation des contraintes à la rupture. Le modèle proposé dans ce chapitre traduit implicitement la non-linéarité du comportement de composite en fonction des sollicitations appliquées.

L'endommagement est défini comme un ensemble de changements microstructuraux au sein du matériau occasionnant une détérioration irréversible. Si le matériau est sollicité au-delà de ses limites de résistance, ses propriétés mécaniques subissent une dégradation effective bien avant sa rupture finale. Pour les matériaux composites, la dégradation dépend non seulement du mode de chargement, mais aussi de l'arrangement de fibres.

La mécanique de l'endommagement en milieux continus a été initialement développée par Kachanov [Kac-58, Kac-86] et Rabotnov [Rab-69]. L'application principale de cette approche

était la prédiction de l'endommagement dans les métaux. Récemment, elle a été utilisée avec succès en association avec des critères de rupture pour modéliser l'endommagement des matériaux composites [Mat-95]. L'avantage du couplage rupture-endommagement est de :

- palier les problèmes d'effet d'échelle ;
- prédire avec précision la position et la propagation de la fissure ;
- reproduire les mécanismes de rupture.

En effet, la rupture traduite par le processus de fissuration est régie physiquement par deux phases : (i) une phase d'initiation de fissures (ou microfissures) suivie d'une phase (ii) de propagation de celles-ci engendrant ainsi la création de nouvelles surfaces de rupture à l'échelle macroscopique.

Il est donc usuel de parler d'initiation de la rupture et de propagation de la rupture. L'implémentation de ces deux mécanismes est devenue possible grâce au couplage entre "critères de rupture" et "mécanique de l'endommagement".

L'initiation de l'endommagement dans le matériau est identifiée numériquement au moyen des critères de rupture usuels (contraintes maximales ou déformation maximales). La propagation de la fissure ou l'évolution de l'endommagement est décrite par une chute de rigidité du matériau qui traduit la dégradation de ses propriétés mécaniques. Elle est contrôlée par l'énergie de rupture du matériau. Cette technique permet de mettre en place des modèles plus réalistes et beaucoup plus stables. Elle renvoie aussi implicitement aux mécanismes associés à la rupture.

Pour modéliser les différents modes de rupture d'un pli en composite, cette étude propose de coupler différents critères de rupture avec la mécanique de l'endommagement. Le modèle proposé est basé sur la théorie d'endommagement isotrope développée par Kachanov [Kac-86] et adaptée plus tard aux matériaux orthotropes par Matzenmiller [Mat-95]. Elle consiste à déterminer les contraintes effectives $\{\tilde{\sigma}\}$ à partir des contraintes non endommagées $\{\sigma\}$ au moyen de la relation suivante :

$$\{\tilde{\sigma}\} = [D]\{\sigma\} \quad (3.14)$$

5 Approche de couplage élasticité–endommagement–rupture

5.1 Concept de l'endommagement progressif

Le choix pertinent du critère de rupture est crucial pour pouvoir reproduire les mécanismes réels de fissuration. Il a été démontré physiquement que la rupture finale du matériau résulte généralement de la coexistence de plusieurs mécanismes élémentaires provoquant l'amorçage d'une série de fissures sous chargement continue. Les critères binaires de rupture ont été alors abandonnés au profit d'un concept d'*endommagement progressif* dont l'évolution est associée à l'énergie de rupture du matériau [Puc-98, Puc-02, Ian-06a, Ian-06b, Ian-07, pin-06a, pin-06b, Don-08, Don-09, Fal-11a, Fal-11b]. Cette approche permet d'exploiter l'énergie réelle dissipée dans un VER pour reproduire rigoureusement le développement de la fissure à partir de la phase physique d'initiation jusqu'à la rupture finale. Selon Puck [Puc-98, Puc-02], il est indispensable de séparer le critère de rupture des fibres et celui de la matrice car les mécanismes de rupture sont totalement différents. Il est également nécessaire de décrire la rupture dans la direction transversale et en cisaillement plan par deux équations indépendantes.

Ces deux équations doivent décrire la dépendance des contraintes de cisaillement calculées dans le repère (1,2,3) à celles calculées dans le plan de rupture (1, n , t). Le paragraphe suivant décrit et justifie le choix de différents critères de rupture implémentés dans le modèle numérique proposé.

5.1.1 Modèle d'endommagement pour une rupture sous chargement longitudinal

Le comportement en traction et en compression dans le sens longitudinal est piloté par les fibres. Il est considéré linéaire élastique et isotrope jusqu'à la rupture. Cette hypothèse est justifiée par les résultats d'essais de rupture conduits sur deux types de composites, à savoir un Verre/Epoxy et un Carbone/Epoxy. Aucune observation expérimentale n'a mis en évidence la contribution d'autres contraintes dans la rupture. Les caractéristiques mécaniques de la matrice n'ont quasiment pas d'influence sur la limite à la rupture en traction du pli. Ceci est dû aux faibles valeurs de la limite à la rupture de la matrice comparée à celle des fibres. La Figure 3.3 illustre un comportement type du matériau sous sollicitation longitudinale traction-compression, l'ordre a un sens.

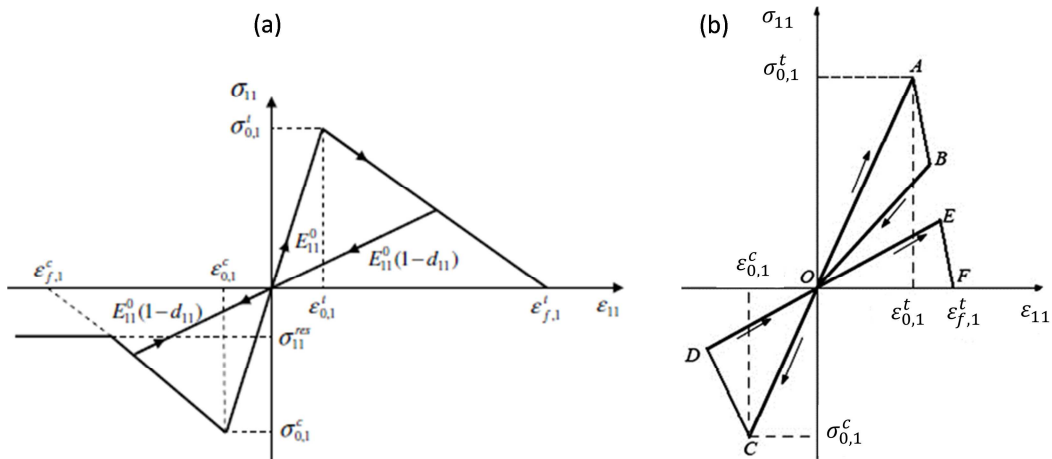


Figure 3.3. Modèle de comportement longitudinal (traction→compression) d'un composite UD.
 (a) sans récupération de rigidité initiale en phase compression [Don-08],
 (b) avec récupération de rigidité initiale en phase compression [Fal-11a].

On considère ici l'hypothèse de Falzon et al. [Fal-11a] qui suppose que le matériau, une fois chargé en traction jusqu'à même initiation de fissures (endommagement), peut reprendre en phase de compression sa rigidité initiale (Figure 3.3b). Physiquement, ce choix est motivé par le fait que les fissures amorcées par la traction sont supposées capables de se refermer complètement sous effet de compression. Le matériau est ainsi supposé après déchargement (BO) de même rigidité en compression (OC) qu'à son état initial (OA).

Les énergies par unité de surface de rupture des fibres sont exprimées respectivement en traction et en compression par les relations suivantes [Don-08, Don-09] :

$$\begin{aligned} G_{f,1}^t &= \frac{\epsilon_{f,1}^t \sigma_{0,1}^t}{2} l^* \\ G_{f,1}^c &= \frac{\epsilon_{f,1}^c \sigma_{0,1}^c}{2} l^* \end{aligned} \quad (3.15)$$

$\sigma_{0,1}^t$ et $\sigma_{0,1}^c$ sont les limites à la rupture du matériau ($\sigma_{0,1}^t \equiv X_t$, $\sigma_{0,1}^c \equiv X_c$). l^* est la longueur

caractéristique de l'élément de volume représentatif. La rupture des fibres est provoquée principalement par les contraintes portées par leur direction. Les caractéristiques mécaniques de la matrice sont considérées sans influence sur la limite à la rupture en traction du pli. Le critère de la déformation maximale a été alors utilisé pour modéliser l'initiation de l'endommagement des fibres en traction et en compression :

$$\begin{aligned} F_{11}^t &= \left(\frac{\varepsilon_{11}}{\varepsilon_{0,1}^t} \right)^2 \geq 1 \\ F_{11}^c &= \left(\frac{\varepsilon_{11}}{\varepsilon_{0,1}^c} \right)^2 \geq 1 \end{aligned} \quad (3.16)$$

$\varepsilon_{0,1}^t$ et $\varepsilon_{0,1}^c$ sont les déformations seuil à l'initiation de la rupture du matériau, respectivement en traction et en compression. L'évolution de l'endommagement est traduite respectivement en traction et en compression par les expressions suivantes :

$$\begin{aligned} d_{11}^t &= \max \left\{ 0, \min \left\{ 1, \frac{\varepsilon_{f,1}^t}{\varepsilon_{f,1}^t - \varepsilon_{0,1}^t} \left(1 - \frac{\varepsilon_{0,1}^t}{\varepsilon_{11}} \right) \right\} \right\} \\ d_{11}^c &= \max \left\{ 0, \min \left\{ 1, \frac{\varepsilon_{f,1}^c}{\varepsilon_{f,1}^c - \varepsilon_{0,1}^c} \left(1 - \frac{\varepsilon_{0,1}^c}{\varepsilon_{11}} \right) \right\} \right\} \end{aligned} \quad (3.17)$$

d_{11}^t et d_{11}^c sont les variables internes d'endommagement dont les incréments peuvent être respectivement obtenus en fonction de l'incrément de déformation comme suit [Don-08] :

$$\begin{aligned} \Delta d_{11}^t &= \frac{\varepsilon_{f,1}^t}{\varepsilon_{f,1}^t - \varepsilon_{0,1}^t} \left(\frac{\varepsilon_{0,1}^t}{\varepsilon_{11}^2} \right) \Delta \varepsilon_{11} \\ \Delta d_{11}^c &= \frac{\varepsilon_{f,1}^c}{\varepsilon_{f,1}^c - \varepsilon_{0,1}^c} \left(\frac{\varepsilon_{0,1}^c}{\varepsilon_{11}^2} \right) \Delta \varepsilon_{11} \end{aligned} \quad (3.18)$$

La variable interne d'endommagement des fibres sera ainsi identifiée comme suit :

$$d_{11} = \max \left\{ d_{11}^t \frac{\langle \sigma_{11} \rangle}{|\sigma_{11}|}, d_{11}^c \right\} \quad (3.19)$$

La contrainte longitudinale est calculée à partir de la contrainte effective en utilisant la relation suivante:

$$\tilde{\sigma}_{11} = (1 - d_{11}) \sigma_{11} \quad (3.20)$$

Dans le but de modéliser l'endommagement de la fibre sous compression, Donadon et al. [Don-08] a proposé de faire dégrader la contrainte longitudinale (σ_{11}) à une valeur (σ_{11}^{res}) équivalente à la résistance transverse de la matrice. L'endommagement est, à partir de ce point, piloté par le mécanisme de cisaillement de la matrice. A la différence de l'approche de Donadon et al. [Don-08, Don-09], nous optons dans la présente étude pour une dégradation complète de la contrainte en compression par effet de la variable d_{11}^c .

■ Phénomène de "vrillage des fibres" en compression : "fibre kinking"

La rupture des fibres en compression peut se produire selon deux principaux modes. Le 'micro-flambement' dû à la déformation des fibres dans la matrice ou le 'vrillage' traduisant la formation d'une bande de cisaillement dans la matrice qui provoque une rupture située généralement à son extrémité. Suite à la déformation excessive, les fibres agissent sous compression de telle sorte à provoquer une bande de cisaillement générant ainsi la rupture de la matrice qui les entoure.

Certains auteurs attribuent le vrillage des fibres au micro-flambement. En effet, la déformation excessive des fibres provoque la formation d'une bande de cisaillement puis une rupture de la matrice qui entoure les fibres déformées. Pinho et al. [Pin-06a, Pin-06b] ont adapté un modèle bidimensionnel de vrillage des fibres au cas tridimensionnel. Ils supposent que la formation de la bande de cisaillement est provoquée par la rupture de la matrice due à un désalignement initial des fibres.

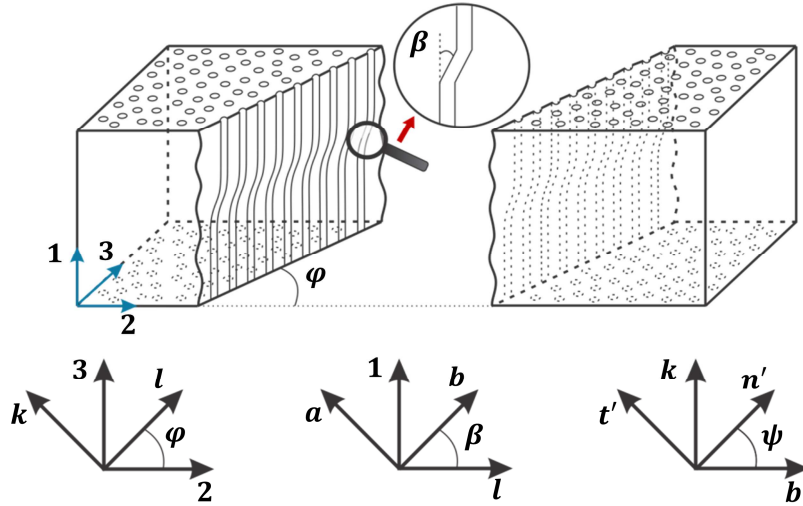


Figure 3.4. Illustration du phénomène de vrillage des fibres en compression.

Pour un pli unidirectionnel soumis à un chargement unidirectionnel, la bande de cisaillement est supposée appartenir au plan du pli défini par la base $(1, l, k)$, les contraintes dans ce plan sont données par :

$$\begin{cases} \sigma_{ll} = \frac{\sigma_{22} + \sigma_{33}}{2} + \frac{\sigma_{22} - \sigma_{33}}{2} \cos(2\varphi) + \tau_{23} \sin(2\varphi) \\ \sigma_{kk} = \sigma_{22} + \sigma_{33} - \sigma_{ll} \\ \sigma_{1l} = \tau_{12} \cos(\varphi) + \tau_{13} \sin(\varphi) \\ \sigma_{lk} = 0 \\ \sigma_{1k} = \tau_{13} \cos(\varphi) - \tau_{12} \sin(\varphi) \end{cases} \quad (3.21)$$

L'angle de vrillage est obtenu en supposant que la contrainte de cisaillement transversale est nulle, il est alors défini par :

$$\tan(2\varphi) = \frac{2\tau_{23}}{\sigma_{22} - \sigma_{33}} \quad (3.22)$$

Les contraintes sont ensuite transférées vers le plan de désalignement des fibres en utilisant les relations suivantes:

$$\begin{cases} \sigma_{1m1m} = \frac{\sigma_{11} + \sigma_{ll}}{2} + \frac{\sigma_{11} - \sigma_{ll}}{2} \cos(2\beta) + \tau_{1l} \sin(2\beta) \\ \sigma_{2m2m} = \sigma_{11} + \sigma_{ll} - \sigma_{1m1m} \\ \tau_{1m2m} = -\frac{\sigma_{11} - \sigma_{ll}}{2} \sin(2\beta) + \tau_{1l} \cos(2\beta) \\ \tau_{2m3m} = \tau_{lk} \cos(\beta) - \tau_{1k} \sin(\beta) \\ \tau_{1m3m} = \tau_{1k} \cos(\beta) \end{cases} \quad (3.23)$$

L'angle de désalignement est donné par l'équation suivante :

$$\beta = \frac{\tau_{1l}}{|\tau_{1l}|} (\beta^0 + \gamma_{1m2m}) \quad (3.24)$$

γ_{1m2m} est déterminée par la résolution itérative de l'équation suivante :

$$F_{VM}(\gamma_{1m2m}) = -\frac{\sigma_{11}-\sigma_{ll}}{2} \sin[2(\beta^0 + \gamma_{1m2m})] + |\tau_{1l}| \cos[2(\beta^0 + \gamma_{1m2m})] \quad (3.25)$$

La rupture est supposée se produire par cisaillement de la matrice. Le critère de Puck [Puc-98, Puc-02] a été alors utilisé. La procédure est similaire à celle appliquée dans le cas du chargement transversal. L'angle de rupture qui maximise le critère de rupture est déterminé par l'algorithme Section d'or couplé à l'interpolation parabolique inverse (voir paragraphe 5.1.3). Après avoir déterminé l'angle de rupture, les contraintes sont transférées dans le plan de rupture. Selon le signe de la contrainte transversale, deux critères de rupture sont appliqués. La mise à jour des paramètres internes d'endommagement et des contraintes endommagées se fait d'une manière similaire à celle décrite au paragraphe 5.1.3.

5.1.2 Modèle d'endommagement pour une rupture en cisaillement plan

La non-linéarité du comportement du composite en cisaillement a été démontrée à travers les essais présentés au chapitre précédent. En outre, plusieurs travaux [Mon-09, Alk-10, Sho-11] ont mis en évidence la sensibilité du comportement en cisaillement à la vitesse de déformation en lien avec les propriétés de la matrice polymérique, principalement sollicitée sous ce mode de chargement. En revanche, sous chargement longitudinale, le comportement du composite semble être quasi-insensible à la vitesse de déformation vu qu'il est principalement gouverné par les propriétés mécaniques des fibres. Typiquement, les fibres de carbone et de verre connues par leur fragilité, ont un comportement linéaire indépendant de la vitesse de déformation alors que la matrice a généralement un comportement visco-élastoplastique. Shokreih et al. [Sho-11] ont conduit une étude expérimentale sur l'influence de la vitesse de déformation sur le comportement en sollicitation transversale d'un Verre/Epoxy. En variant la vitesse de déformation de 0.017 à 84.51 s⁻¹, les propriétés mécaniques sont vues augmentées d'environ 20%. Des travaux similaires ont pu confirmer ces observations sur différents matériaux types ex. [Dan-78, Low-96, Fit-05].

Dans le cadre de cette étude, seule la réponse du matériau en cisaillement dans le plan du pli ($i = 1, j = 2$) est supposée dépendante de la vitesse de sollicitation. L'influence de la vitesse de déformation sur le comportement en directions longitudinale et transversale est négligée. Les déformations sont contrôlées par le comportement non-linéaire de la matrice et peuvent être, sous fissuration ou plastification significatives, inélastiques (irréversibles). Ceci induit en cas de déchargement, une déformation permanente dans le pli. L'endommagement, cependant, pourrait être traduit (i) en élasticité par une chute du module d'élasticité et (ii) en plasticité par l'émergence d'une déformation permanente. Par référence à la mécanique de l'endommagement continu [Cha-88a, Cha-88b, Cha-89, Lad-92, Voy-99], on suppose alors la décomposition de la déformation totale γ_{12} en une partie élastique (γ_{12}^e) et une partie due à l'endommagement (γ_{12}^d).

$$\gamma_{12} = \gamma_{12}^e + \gamma_{12}^d \quad (3.26)$$

Malgré l'irréversibilité du processus de l'endommagement, la déformation qui génère γ_{ij}^d pourrait être recouverte partiellement ou totalement après déchargement [Don-08] comme illustré par la Figure 3.5.

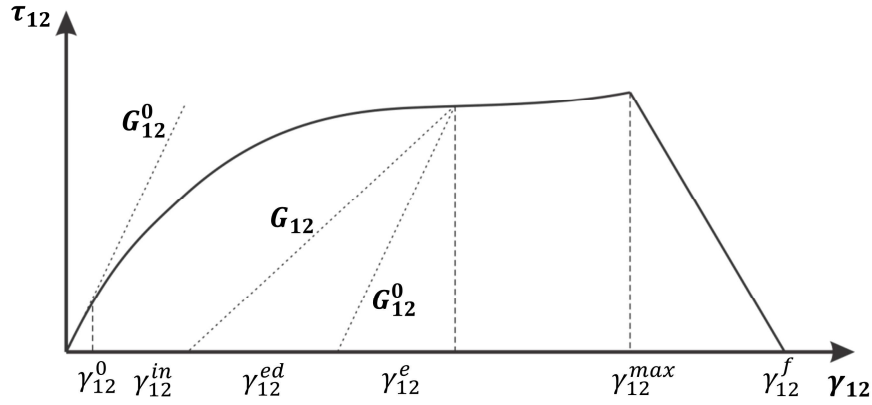


Figure 3.5. Modèle de comportement de cisaillement dans le plan (1,2).

La déformation γ_{12}^d pourrait être alors décomposée en une partie élastique (réversible) et une partie inélastique (irréversible).

$$\gamma_{12}^d = \gamma_{12}^{ed} + \gamma_{12}^{in} \quad (3.27)$$

γ_{12}^{ed} et γ_{12}^{in} sont respectivement les déformations élastique et inélastique résiduelle générées par le processus de l'endommagement. La déformation réversible totale γ_{12}^E pourrait être ainsi exprimée par :

$$\gamma_{12}^E = \gamma_{12}^e + \gamma_{12}^{ed} \quad (3.28)$$

γ_{12}^e et γ_{12}^{ed} ont les expressions respectives suivantes :

$$\begin{cases} \gamma_{12}^e = \frac{\tau_{12}}{G_{12}^0} \\ \gamma_{12}^{ed} = \frac{\tau_{12} d_{12}}{G_{12}^0 (1 - d_{12})} \end{cases} \quad (3.29)$$

τ_{12} est la contrainte de cisaillement, G_{12}^0 le module de cisaillement du matériau non endommagé et d_{12} la variable interne d'endommagement qui atteint l'unité une fois le matériau perd la totalité de sa capacité à résister au cisaillement. Ainsi, la déformation résiduelle pourrait être obtenue par la relation suivante :

$$\gamma_{12}^{in} = \gamma_{12} - \gamma_{12}^E = \gamma_{12} - \frac{\tau_{12}}{G_{12}^0 (1 - d_{12})} \quad (3.30)$$

Afin de tenir compte de la non-linéarité et de l'irréversibilité des déformations telles que typiquement illustrées dans la Figure 3.5, le comportement du matériau en cisaillement devrait être représenté par une loi appropriée. Afin de lisser au mieux la courbe expérimentale " $\tau_{12} - \gamma_{12}$ ", la littérature prescrit soit une fonction polynomiale de γ_{12} d'ordre 3 [Don-08, Fal-11a, Fal-11b], soit une fonction exponentielle [Ian-06a, Ian-06b] de γ_{12} et $\dot{\gamma}_{12}$. La fonction exponentielle est traduite par l'équation suivante :

$$\tau_{12} = \alpha G_{12} \gamma_{12} \quad (3.31)$$

G_{12} est une fonction exponentielle définie par l'expression suivante :

$$G_{12} = G_{12}^0 + C_1 (e^{-C_2 \gamma_{12}} - 1) \quad (3.32)$$

et α un scalaire traduisant la sensibilité du comportement en cisaillement à la vitesse de déformation :

$$\alpha = 1 + e^{\frac{\dot{\gamma}_{12}}{C_3}} \quad (3.33)$$

Les C_i sont des constantes dépendant du matériau pouvant être aisément déterminées par des essais de cisaillement quasi-statiques. $\dot{\gamma}_{12}$ est la vitesse de déformation en cisaillement. En cohérence avec ce qui a été explicité en Eq.3.16 pour le chargement longitudinal, le critère de déformations maximales est également retenu pour détecter l'initiation de l'endommagement. Il est traduit par :

$$F_{12}^s = \left(\frac{\gamma_{12}}{\gamma_{12}^0} \right)^2 \geq 1 \quad (3.34)$$

γ_{12}^0 est la déformation élastique seuil à l'amorçage des fissures dans la matrice. Une fois l'initiation est détectée, la valeur de l'endommagement serait calculée à chaque instant en utilisant une loi d'évolution bi-phasique capable de traduire sa progression en fonction de la déformation. Le paramètre d_{12} est ainsi exprimé par :

$$d_{12}(\gamma_{12}) = \lambda_1(\gamma_{12}) + \lambda_2(\gamma_{12}) - \lambda_1(\gamma_{12})\lambda_2(\gamma_{12}) \quad (3.35)$$

La forme dérivant de l'expression précédente permet d'estimer l'incrément de d_{12} :

$$\Delta d_{12} = (1 - \lambda_2)\Delta\lambda_1 + (1 - \lambda_1)\Delta\lambda_2 \quad (3.36)$$

λ_1 et λ_2 sont des paramètres d'endommagement dépendant de la valeur de la déformation γ_{12} :

$$\begin{aligned} \gamma_{12}^0 \leq \gamma_{12} \leq \gamma_{12}^{max} &\Rightarrow \begin{cases} \lambda_1 = 1 - a\gamma_{12} - b \\ \lambda_2 = 0 \end{cases} \\ \gamma_{12}^{max} \leq \gamma_{12} \leq \gamma_{12}^f &\Rightarrow \begin{cases} \lambda_1 = 1 - a\gamma_{12}^{max} - b \\ \lambda_2 = \frac{\gamma_{12} - \gamma_{12}^{max} - \frac{\tau_{12}(\gamma_{12}^{max})}{G_{12}^0(a\gamma_{12}^{max} + b)}}{\gamma_{12}^f - \gamma_{12}^{max}} \left[1 - \frac{\tau_{12}(\gamma_{12}^{max})}{\gamma_{12} G_{12}^0(a\gamma_{12}^{max} + b) - \tau_{12}(\gamma_{12}^{max})} \right] \end{cases} \end{aligned} \quad (3.37)$$

γ_{12}^{max} et γ_{12}^f sont respectivement la déformation à la contrainte de cisaillement maximale et la déformation à la rupture finale. $a = \left| \frac{\Delta(G_{12}/G_{12}^0)}{\gamma_{12}} \right|$ et b sont deux constantes qui définissent la loi linéaire de perte de rigidité en cisaillement plan $\left(\frac{G_{12}}{G_{12}^0} \right) = f(\gamma_{12})$. Elles peuvent être déterminées expérimentalement par essai cyclique de charge-décharge sur éprouvette à empilement de plis $+45^\circ/-45^\circ$ [Don-08, Fal-11a]. La Figure 3.6 illustre un exemple type d'essai d'identification des lois de comportement (Eq.3.31) et d'endommagement (Eq.3.37).

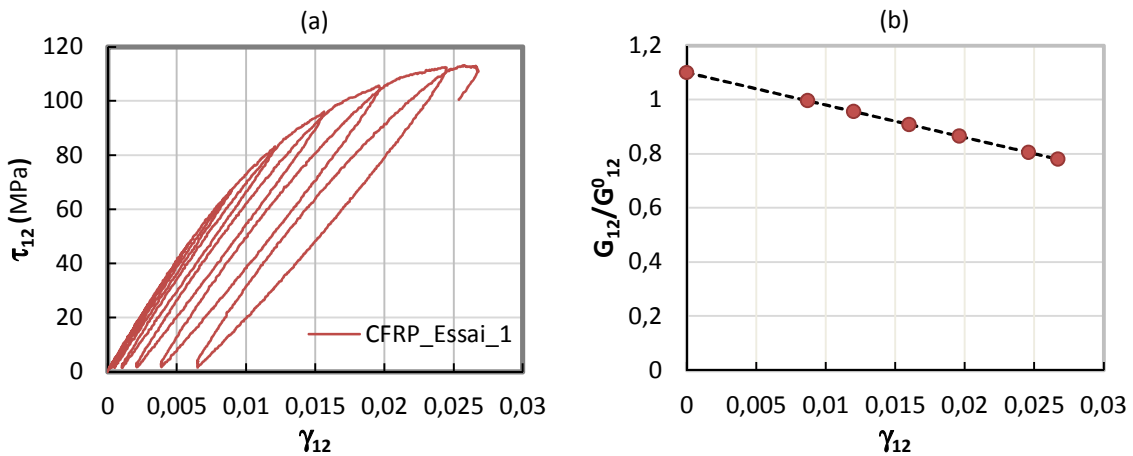


Figure 3.6. Essai cyclique type en cisaillement plan du Carbone/Epoxy.
(a) Courbe contrainte-déformation et (b) loi d'endommagement associée.

5.1.3 Modèle d'endommagement pour une rupture en chargement transverse

Les essais de traction et de compression transversales conduits sur des composites de type Verre/Epoxy ou Carbone/Epoxy ont démontré que le plan de rupture est bien porté par une direction inclinée d'un angle θ_f par rapport à la normale au plan du pli (Figure 3.7).

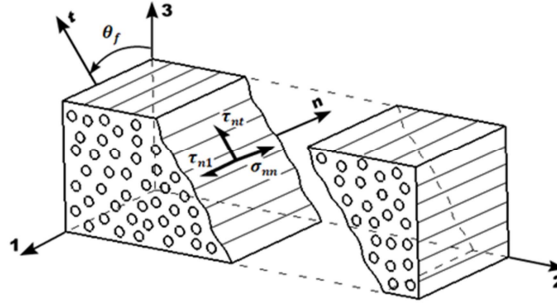


Figure 3.7. Contraintes agissant dans le plan de rupture généré en sollicitation transverse [Puc-98, Don-08, Fal-11a].

Ces résultats viennent confirmer, une fois de plus, les hypothèses et les constatations de la littérature, en particulier ceux de Puck et al. [Puc-98] qui recommande le critère de Mohr pour prédire la rupture, plutôt fragile, de ce type de matériaux. Ce critère est adapté aux matériaux dont le comportement en compression diffère de celui en traction. Il est donc plus représentatif des phénomènes physiques contrôlant la rupture. Par ailleurs, le critère de Mohr [Moh-00] suppose que la rupture eu lieu par l'unique action des contraintes agissant dans le plan de rupture. Il est ainsi possible de déterminer l'orientation du plan de rupture en résolvant l'équation de forme générale suivante dans la base $(1, n, t)$:

$$F_{22}^i(\sigma_{nn}, \sigma_{tt}, \sigma_{1n}, \tau_{nt}, \tau_{1t}, \theta_f) = 1 \quad (3.38)$$

F_{22}^i est la fonction représentative du critère de rupture, σ_{ij} et τ_{ij} les composantes du tenseur des contraintes transformé dans le plan de rupture et θ_f l'angle d'orientation du plan de rupture pouvant être identifié expérimentalement. L'Eq.3.38 peut être résolue numériquement quel que soit le chargement appliqué. Dans une étude récente, Puck et al. [Puc-98, Puc-02] ont pu reprendre l'approche initialement proposée par Hashin [Has-80] pour modéliser la rupture en fonction de l'état de contrainte σ_{nn} . Les contraintes dans le plan de rupture peuvent être obtenues par transformation des composantes du repère d'orthotropie :

$$\{\sigma_{1nt}\} = [T_f]\{\sigma_{123}\} \quad (3.39)$$

T_f est la matrice de transformation ayant la forme suivante :

$$T_f = \begin{bmatrix} 1 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & c^2 & s^2 & 0 & 2sc & 0 \\ 0 & s^2 & 1 & 0 & -2sc & 0 \\ 0 & 0 & 0 & c & 0 & s \\ 0 & -sc & sc & 0 & c^2 - s^2 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & -s & 0 & c \end{bmatrix} \quad (3.40)$$

Dans l'implémentation du modèle, les variables d'endommagement en traction et en compression transverse sont décrites séparément. La rupture finale du matériau est supposée pilotée par la matrice.

■ Rupture en traction transverse

Le chargement en traction transverse engendre une rupture de la matrice. Il a été démontré dans la littérature que la rupture eu lieu généralement selon un plan perpendiculaire à la direction de chargement. Ceci a conduit de nombreux auteurs [Puc-98, Wie-08, Rai-12] à fixer numériquement l'angle de rupture à zéro ($\theta_f = 0^\circ$) afin de s'affranchir des difficultés liées à la détermination de la trajectoire de fissure. À la différence de la littérature, le modèle proposé calcule systématiquement l'angle θ_f et détermine sa valeur en fonction du chargement appliqué.

En traction transverse, la résistance du matériau dépend principalement des contraintes limites à la rupture en traction et en cisaillement dans le plan de rupture (1, t) comme illustré par la Figure 3.7. Le comportement endommageable est exprimé dans le plan de rupture, il se traduit par la loi type de la Figure 3.8.

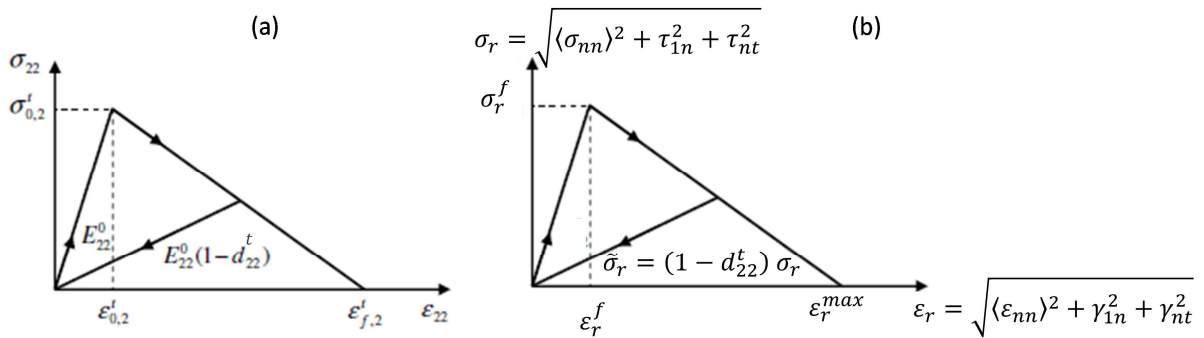


Figure 3.8. Modèle de comportement en traction transverse.
(a) Dans la base d'orthotropie [Don-08], (b) Dans la base du plan de rupture.

L'initiation de la rupture est alors prédite par un critère quadratique interactif qui fait intervenir toutes les contraintes agissant dans le plan de rupture [Fal-11a] :

$$F_{22}^t = \left(\frac{\sigma_{nn}}{Y_t} \right)^2 + \left(\frac{\tau_{1n}}{S_{12}^f} \right)^2 + \left(\frac{\tau_{nt}}{S_{23}^f} \right)^2 \geq 1 \quad (3.41)$$

Dans la Figure 3.8b, $\langle \cdot \rangle$ est l'opérateur de Mc-Caulay défini par $\langle x \rangle = \max\{0, x\}$, $x \in \mathbb{R}$. S_{23}^f est la contrainte limite à la rupture en cisaillement transverse dans le plan de rupture dont l'expression est la suivante :

$$S_{23}^f = \frac{Y_c}{2 \tan(\theta_f)} \quad (3.42)$$

Rappelons que $Y_t \equiv \sigma_{0,2}^t$ et $Y_c \equiv \sigma_{0,2}^c$. La variable interne d'endommagement est décrite par :

$$d_{22}^t = \max \left\{ 0, \min \left\{ 1, \frac{\varepsilon_r^{max}}{\varepsilon_r^{max} - \varepsilon_r^f} \left(1 - \frac{\varepsilon_r^f}{\varepsilon_r} \right) \right\} \right\} \quad (3.43)$$

σ_r et ε_r sont respectivement la résultantes de contraintes et de déformation dans le plan de rupture, ε_r^f est la résultante des déformations seuil calculée dans le plan de rupture (1, t) associée à $F_{22}^t(\sigma_{nn}, \tau_{nt}, \tau_{1n}) = 1$ et ε_r^{max} la résultante des déformations maximales seuil à la rupture finale.

■ Rupture en compression transverse

La compression du composite en direction transversale engendre une rupture de la matrice par cisaillement dans un plan orienté d'un angle θ_f non nul. Il a été démontré expérimentalement et sous chargement uniaxial de compression pure que cette orientation est généralement de l'ordre de $53^\circ \pm 2^\circ$ [Pin-06a, Pin-06b, Don-08, Don-09, Fal-11a]. Le mécanisme de compression transverse appelé aussi "effet d'explosion" peut-être modélisé par le critère de la contrainte maximale proposé par Puck et al. [Puc-98, Puc-02]. Celui-ci se traduit dans la base $(1, n, t)$ par l'expression suivante :

$$F_{22}^c = \left(\frac{\tau_{1n}}{S_{12} - \mu_{1n}\sigma_{nn}} \right)^2 + \left(\frac{\tau_{nt}}{S_{23}^f - \mu_{nt}\sigma_{nn}} \right)^2 \geq 1 \quad (3.44)$$

S_{12} est la limite au cisaillement dans le plan du pli $(1,2)$ et S_{23}^f la limite au cisaillement dans le plan potentiel de rupture pouvant être obtenue en fonction de la résistance en compression transverse Y_c du matériau (Eq.3.42). Le coefficient de frottement μ_{nt} est donné par la théorie de Mohr en fonction de l'angle de frottement :

$$\mu_{nt} = -\frac{1}{\tan(2\theta_f)} \quad (3.45)$$

En absence des mesures, le coefficient de frottement μ_{1n} pourrait être déduit moyennant la relation orthotrope suivante [Puc-98] :

$$\mu_{1n} = \frac{S_{12}}{S_{23}^f} \mu_{nt} \quad (3.46)$$

Une fois les contraintes décrites dans le plan de rupture $(1, n, t)$, l'Eq.3.44 peut être utilisée pour détecter l'initiation de l'endommagement en compression transverse. Il est tout à fait raisonnable alors de supposer que l'évolution de l'endommagement est fonction de la déformation équivalente locale (γ_r) due au cisaillement. Il est ainsi donné par l'expression suivante :

$$d_{22}^c(\gamma_{1n}, \gamma_{nt},) = \max \left\{ 0, \min \left\{ \frac{\gamma_r^{max}}{\gamma_r^{max} - \gamma_r^f} \left(1 - \frac{\gamma_r^f}{\gamma_r} \right) \right\} \right\} \quad (3.47)$$

$\gamma_r = \sqrt{\gamma_{1n}^2 + \gamma_{nt}^2}$, γ_r^f est la résultante des déformations seuil associée à $F_{22}^c(\tau_{nt}, \tau_{1n}) = 1$ et γ_r^{max} la résultante des déformations maximales seuil à la rupture finale (Figure 3.9).

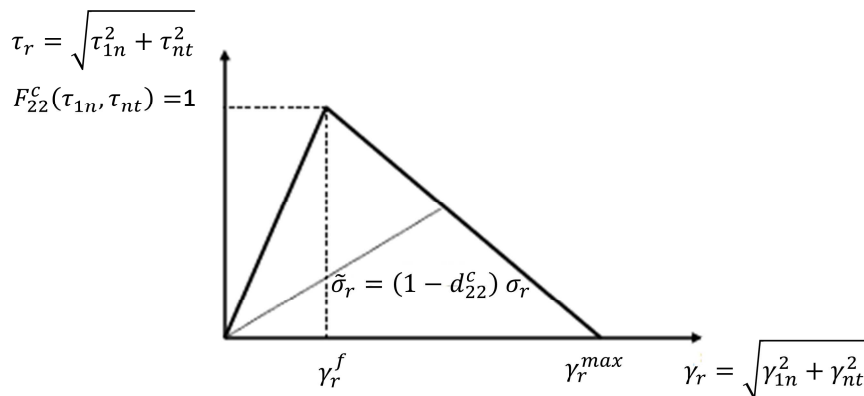


Figure 3.9. Modèle de comportement local en compression transverse [Don-08].

L'incrément résultant de d_{22}^c dérive de l'Eq.3.47 et s'écrit alors :

$$\Delta d_{22}^c(\gamma_{1n}, \gamma_{nt},) = \frac{\gamma_r^{max}}{\gamma_r^{max} - \gamma_r^f} \left(\frac{\gamma_r^f}{\gamma_r^2} \right) \Delta \gamma_r \quad (3.48)$$

Avec $\Delta \gamma_r$,

$$\Delta \gamma_r = \frac{\gamma_{1n} \Delta \gamma_{1n} + \gamma_{nt} \Delta \gamma_{nt}}{\sqrt{\gamma_{1n}^2 + \gamma_{nt}^2}} \quad (3.49)$$

Dans le cas d'une sollicitation quelconque (simple ou combinée), la valeur de l'endommagement est déterminée en fonction du mode de chargement tel que traduit par l'expression suivante :

$$d_{22} = \max \left\{ d_{22}^t \frac{\langle \sigma_{nn} \rangle}{|\sigma_{nn}|}, d_{22}^c \right\} \quad (3.50)$$

L'Eq.3.50 peut s'écrire plus explicitement de la manière suivante :

$$\begin{cases} \text{Si traction pure:} & \left(\frac{\langle \sigma_{nn} \rangle}{|\sigma_{nn}|} = 1 \right) \Rightarrow d_{22} = d_{22}^t \\ \text{Si compression pure:} & \left(\frac{\langle \sigma_{nn} \rangle}{|\sigma_{nn}|} = 0 \right) \Rightarrow d_{22} = d_{22}^c \\ \text{Si traction} \rightarrow \text{compression:} & \left(\frac{\langle \sigma_{nn} \rangle}{|\sigma_{nn}|} = 0 \right) \Rightarrow d_{22} = d_{22}^c \\ \text{Si compression} \rightarrow \text{traction:} & \left(\frac{\langle \sigma_{nn} \rangle}{|\sigma_{nn}|} = 1 \right) \Rightarrow \begin{cases} d_{22} = d_{22}^c \text{ si } d_{22}^c > d_{22}^t \\ d_{22} = d_{22}^t \text{ si } d_{22}^t > d_{22}^c \end{cases} \end{cases} \quad (3.51)$$

Ainsi, les contraintes dans le plan de rupture peuvent être mises à jour de la manière suivante :

$$\begin{cases} \tilde{\sigma}_{nn} = \left(1 - d_{22} \frac{\langle \sigma_{nn} \rangle}{|\sigma_{nn}|} \right) \sigma_{nn} \\ \tilde{\tau}_{1n} = (1 - d_{22}) \tau_{1n} \\ \tilde{\tau}_{nt} = (1 - d_{22}) \tau_{nt} \end{cases} \quad (3.52)$$

$\tilde{\sigma}_{nn}$ et $\tilde{\tau}_{ij}$ traduisent les contraintes effectives exprimées dans la base $(1, n, t)$ du plan de rupture.

■ Détermination de l'angle de rupture θ_f en sollicitation transverse

Le calcul des contraintes agissant dans le plan de rupture et la vérification du critère de rupture exigent la détermination de l'angle θ_f . Sachant le chargement multiaxial en coupe, l'hypothèse de compression pure estimant θ_f à $53^\circ \pm 2^\circ$ [Pin-06a, Pin-06b, Don-08, Don-09, Fal-11a, Rai-12] ne peut être toujours valide. Il est alors primordial, pour une représentation plus physique de l'endommagement, de déterminer l'angle de rupture en fonction des chargements appliqués.

La Figure 3.10 décrit l'évolution du critère de rupture en compression en fonction de l'angle de rupture pour différents états de contraintes. La rupture eu lieu pour chaque type de chargement à un angle correspondant au sommet de la courbe ($F_{22}(\theta) = 1$). Ceci se traduit mathématiquement par l'équation suivante :

$$\frac{dF_{22}^i}{d\theta} = 0 \quad (3.53)$$

i fait référence à l'état de chargement (t : traction, c : compression) et $0 \leq \theta \leq \pi$. En absence de solution analytique, l'Eq.3.53 est résolue numériquement. L'algorithme baptisé "Extended Golden Section Search" proposé par Weigand et al. [Wei-08] a été implémenté pour cet objet.

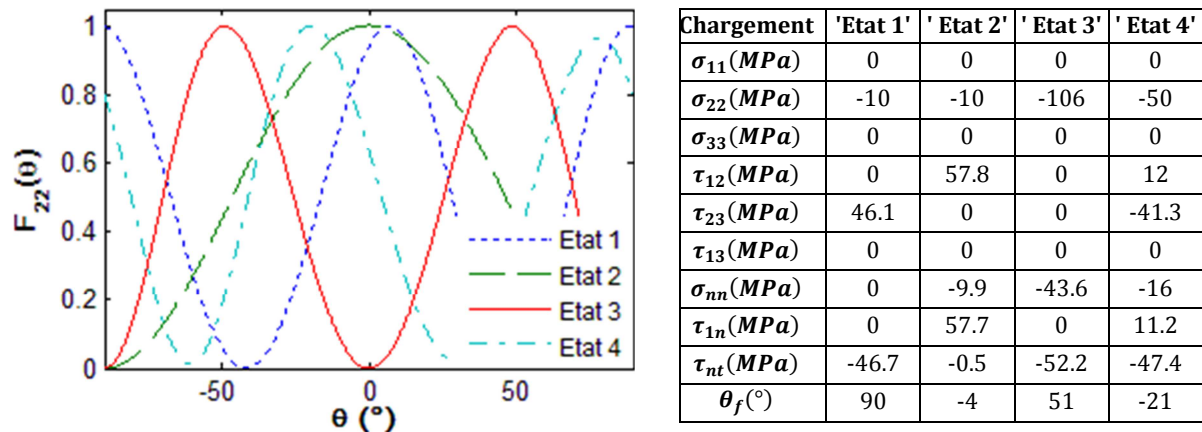


Figure 3.10. Critère de rupture en fonction de l'angle d'orientation des fibres (θ) pour différents états de chargement du Verre/Epoxy.

La prédiction de l'angle de rupture pour chaque type de sollicitation s'effectue sous réserve des hypothèses suivantes :

- *1^{er} cas : compression \rightarrow traction*

En cas de chargement en compression jusqu'à la limite à la rupture suivi d'une traction, l'angle de rupture en cette dernière phase devrait naturellement suivre la trajectoire décrite par l'angle détecté en phase de compression. Physiquement, il est plus simple en absence de concentrations secondaires de contraintes que la propagation de la fissure suive la trajectoire préexistante que d'amorcer une nouvelle trajectoire. L'inversion de la sollicitation devrait alors favoriser la formation d'une rupture selon le plan créé par la fissure préalablement apparue, même si le chargement en compression ne donne lieu qu'à une initiation et une propagation partielle de la rupture.

- *2^{ème} cas : traction \rightarrow compression*

Le chargement en traction provoque une apparition de microfissures par ouverture de microcavités dans le composite. Une inversion de chargement provoquera une fermeture des fissures initialement créées et le matériau gagne ainsi en rigidité. On considère alors dans ce cas que le matériau récupère la totalité de sa rigidité initiale (voir exemple Figure 3.3b). Dans cette configuration, l'angle de rupture dans la phase de compression est recalculé indépendamment de la valeur identifiée en premier chargement et il est généralement différent de celui déterminé dans la phase de traction. En revanche, si le chargement commence par une sollicitation en compression jusqu'à initiation de l'endommagement (1^{er} cas), l'inversion du chargement ne permet pas un gain en rigidité du matériau.

Dans le cas où le chargement est bidimensionnel, quelques solutions analytiques existent pour résoudre l'Eq.3.53. En outre, pour un état de contraintes tridimensionnel aucune solution analytique n'a été trouvée ce qui explique le recours aux méthodes numériques. La solution numérique la plus simple est l'approche itérative qui consiste à balayer l'intervalle d'angles avec un pas plus ou moins petit en fonction de la précision recherchée. Cette méthode est facile à implémenter mais elle reste très coûteuse en temps de calcul vu le nombre de transformations et d'itérations à réaliser pour chaque point d'intégration. Plus récemment, Weigand et al. [Wie-08]

ont proposé d'identifier l'angle de rupture par un algorithme d'optimisation dit "*algorithme de la section d'or*" (Golden Section Search).

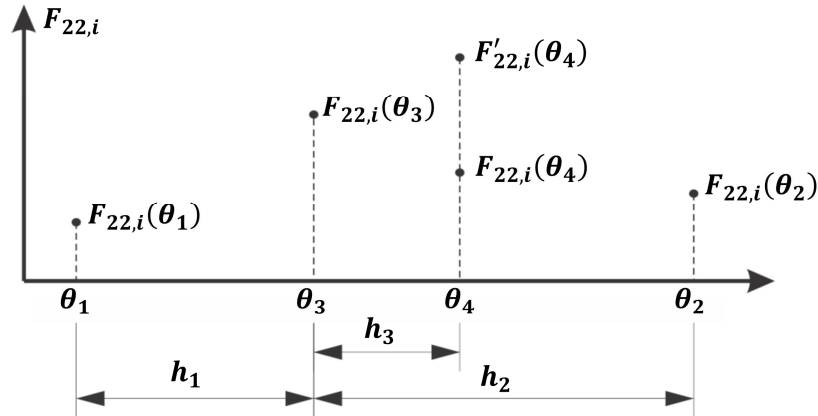


Figure 3.11 : Principe de la recherche de l'angle de rupture.

Cet algorithme incrémental très efficace permet de délimiter l'extrême de la fonction de rupture. La Figure 3.11 illustre le principe de la méthode. Chaque itération réduit davantage l'intervalle qui contient le maximum. Pour chaque itération, trois points sont d'abord sélectionnés en respectant la condition $(\frac{h_2}{h_1} = \chi)$. χ est le nombre d'or ($\chi = \frac{1+\sqrt{5}}{2}$), h_1 et h_2 les positions de l'angle recherché. Un quatrième point θ_4 est choisi entre les points θ_3 et θ_2 . Sa position est déterminée par la relation suivante :

$$\frac{h_2}{h_1} = \frac{h_1}{h_3} \quad (3.54)$$

L'évaluation de $F_{22}^i(\theta_4)$ permet de réduire l'intervalle qui délimite le maximum de l'enveloppe de rupture pour cet état de contraintes. Si $F_{22}^i(\theta_4) \geq F_{22}^i(\theta_3)$, alors l'itération suivante sera limitée à l'intervalle $[\theta_3, \theta_2]$, sinon, si $F_{22}^i(\theta_4) < F_{22}^i(\theta_3)$, une nouvelle recherche sera lancée dans l'intervalle $[\theta_1, \theta_4]$. La recherche s'arrête quand la distance entre les extrémités de l'intervalle est inférieure à un angle consigne. Pour pouvoir déterminer l'angle de rupture avec précision, l'angle consigne doit être suffisamment petit ce qui nécessite plus d'itérations. Weigand et al. [Wai-08] proposent alors de combiner l'"*algorithme de la section d'or*" à une méthode d'interpolation parabolique inverse (MIP) afin de réduire les coûts des calculs. Dans une première étape, l'"*algorithme de la section d'or*" détermine l'intervalle qui contient l'extrême de la fonction de rupture. Sur cet intervalle, le critère de rupture peut être décrit par le polynôme suivant :

$$(\theta) = F_{22}^i(\theta_1) \frac{(\theta - \theta_2)(\theta - \theta_3)}{(\theta_1 - \theta_2)(\theta_1 - \theta_3)} + F_{22}^i(\theta_2) \frac{(\theta - \theta_1)(\theta - \theta_3)}{(\theta_2 - \theta_1)(\theta_2 - \theta_3)} + F_{22}^i(\theta_3) \frac{(\theta - \theta_1)(\theta - \theta_2)}{(\theta_3 - \theta_1)(\theta_3 - \theta_2)} \quad (3.55)$$

Dans une deuxième étape, le maximum de ce polynôme est interpolé par l'équation suivante :

$$\theta_{f,i} \approx \theta_2 - \frac{\frac{1}{2}(\theta_2 - \theta_1)^2(F_{22}^i(\theta_2) - F_{22}^i(\theta_3)) - (\theta_2 - \theta_3)^2(F_{22}^i(\theta_2) - F_{22}^i(\theta_1))}{(\theta_2 - \theta_1)(F_{22}^i(\theta_2) - F_{22}^i(\theta_3)) - (\theta_2 - \theta_3)(F_{22}^i(\theta_2) - F_{22}^i(\theta_1))} \quad (3.56)$$

La combinaison des deux méthodes réduit d'une façon significative le nombre d'itérations au voisinage du maximum de la courbe de variation (Figure 3.11). Ce dernier modèle a été en effet retenu dans cette étude pour la détection de l'orientation du plan de rupture potentiel en chargement transverse. L'étude expérimentale menée dans le chapitre précédent a d'ailleurs montré que l'angle de rupture sous sollicitation transverse dépend du signe de chargement. En

traction uniaxiale, la rupture se produit dans une direction parallèle à la sollicitation. En revanche, en compression pure, l'angle de rupture avoisine 49° comme démontré dans la littérature.

5.2 Indépendance au maillage : l'artifice de la "longueur caractéristique"

De point de vue numérique, la longueur caractéristique [Hil-76] constitue un bon artifice pour s'affranchir des problèmes de distorsion de maillage et de localisation pouvant entraîner des instabilités de calculs. L'approche de la formulation distribuée (Smeared Formulation) qui lui est associée, suppose que l'énergie de rupture du matériau est uniformément répartie dans un VER. Ainsi, l'énergie de rupture par unité de surface (G_f) déterminée expérimentalement peut être liée à l'énergie de rupture par unité de volume (g_f) calculée numériquement par l'intermédiaire de la longueur caractéristique (L_c). A_f étant l'aire du plan de rupture engendré sous sollicitation uniaxiale " i ", on peut ainsi écrire l'égalité suivante :

$$G_{f,1}^i A_f = g_{f,1}^i VER \Leftrightarrow G_{f,1}^i = g_{f,1}^i \frac{VER}{A_f} = g_{f,1}^i L_c \quad (3.57)$$

i fait référence à l'état de chargement (t : traction, c : compression).

Sachant l'expression de l'énergie spécifique (énergie par unité de volume) d'un VER sous l'action d'une sollicitation :

$$g_{f,1}^i = \int_0^{\varepsilon_{f,1}^i} \sigma d\varepsilon = \frac{\sigma_{f,1}^i \varepsilon_{f,1}^i}{2} \quad (3.58)$$

On en déduit alors :

$$\varepsilon_{f,1}^i = \frac{2G_{f,1}^i}{\sigma_{f,1}^i L_c} \quad (3.59)$$

Bazant [Baz-85] propose l'expression suivante pour déterminer la pente H permettant de calculer la contrainte endommagée :

$$H = \frac{\sigma_{f,1}^i L_c}{\sigma_{f,1}^i{}^2 L_c \varepsilon_{f,1}^i - 2G_{f,1}^i} \quad (3.60)$$

Cette approche est intéressante car elle permet de palier le problème d'interdépendance entre les résultats et la taille des mailles, mais elle exige une fissure parallèle à l'une des arêtes de l'élément. Cette hypothèse est rarement satisfaite puisque le maillage est généralement irrégulier. Oliver [Oli-89] propose une approche qui permet d'accéder à la longueur caractéristique indépendamment du maillage pour les éléments coques. Elle a été adaptée ultérieurement par Donadon et al. [Don-08] pour les matériaux composites et les éléments tridimensionnels puisqu'elle permet de déterminer la longueur caractéristique en fonction de l'orientation de la fissure. Cette technique s'avère difficile à mettre en œuvre car elle nécessite l'identification des coordonnées des nœuds à chaque incrément de temps. La lecture de celles-ci étant très coûteuse, l'approche a été finalement abandonnée.

Plus récemment, May et al. [May-12] ont réussi à développer une approche qui permet de calculer la longueur caractéristique en fonction de l'orientation de la fissure pour les matériaux isotropes. La méthode consiste à calculer la position du plan de rupture et d'en déduire les intersections avec les arêtes de l'élément. La connexion de ses intersections conduit ainsi à décrire le plan de rupture et par suite l'aire qui lui est associée. En raison de sa mise en œuvre

relativement simple, cette approche a été retenue dans le cadre du modèle du couplage proposé. Cependant, elle a dû être adaptée aux matériaux orthotropes pour déterminer la longueur caractéristique. Les hypothèses suivantes ont été alors considérées :

- une traction longitudinale entraîne une rupture perpendiculaire à la direction des fibres ;
- une compression longitudinale provoque une rupture dont la direction est déterminée par l'angle de vrillage des fibres ;
- une sollicitation transversale entraîne une rupture selon un angle déterminé par l'*algorithme de la section d'or* combiné avec la méthode d'interpolation parabolique inverse, décrits plus haut.

Seul l'élément à intégration réduite supporte l'approche proposée. Dans ce cas, le point d'intégration de l'élément fini appartient systématiquement au plan de rupture. La longueur caractéristique calculée par le code ABAQUS (boucle globale) est ensuite injectée dans la routine VUMAT (boucle locale) pour construire un élément de référence (Figure 3.12). Le plan de rupture dans cet élément est décrit par l'équation usuelle d'un plan.

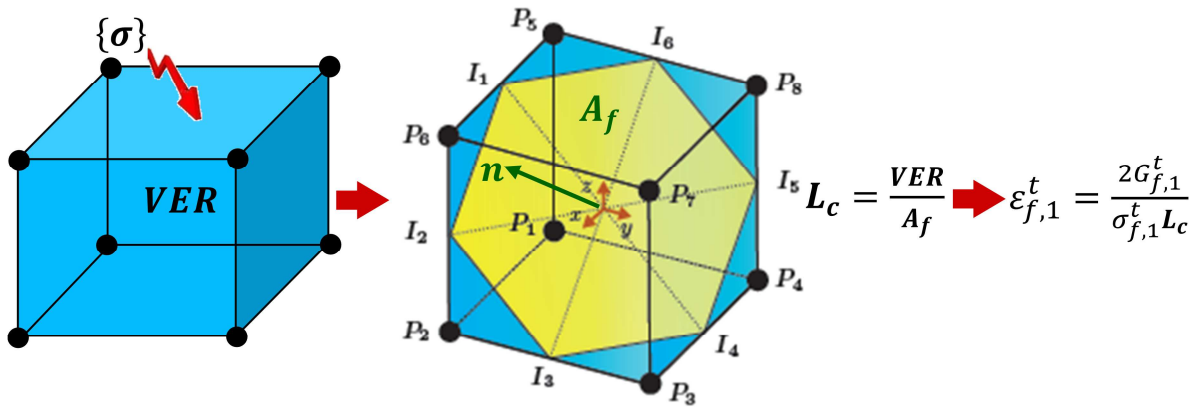


Figure 3.12. Schéma explicatif de l'algorithme développé pour s'affranchir de l'indépendance au maillage.

Pour vérifier si l'une des arêtes coupe le plan de rupture, il suffit de résoudre l'équation suivante pour $t \in \mathbb{R}$:

$$n_1(u_1t + x_0) + n_2(u_2t + y_0) + n_3(u_3t + z_0) = 0 \quad (3.61)$$

n_i sont les coordonnées de la normale au plan de rupture, u_i les coordonnées du vecteur directeur de l'arête et $P_i(x_0, y_0, z_0)$ son origine.

Si $t \in [0, \|\overrightarrow{P_iP_j}\|]$, alors les coordonnées du point d'intersection sont données par :

$$\begin{cases} x = u_1t + x_0 \\ y = u_2t + y_0 \\ z = u_3t + z_0 \end{cases} \quad (3.62)$$

P_i et P_j sont les nœuds respectifs de l'arête de l'élément. Le nombre de points d'intersections ou nombre d'arêtes, peut varier en fonction de la géométrie de l'élément, de la position et de l'inclinaison du plan de rupture. Ainsi, l'aire du plan de rupture est calculée à chaque fois en fonction de sa géométrie (rectangle, hexagone, etc.).

Dans la direction longitudinale, la normale au plan de rupture est définie par l'orientation des fibres et leur angle de vrillage si elles sont sollicitées en compression. La rupture dans la direction transversale crée un plan de rupture dont la normale est définie par deux rotations.

Une première rotation autour de l'axe "z" d'un angle correspondant à l'orientation des fibres, et une deuxième rotation autour de l'axe "x" selon un angle correspondant à l'orientation du plan de rupture dans la base d'orthotropie.

5.3 Dégradation de la rigidité du matériau

L'approche classique pour calculer les contraintes endommagées est de multiplier la contrainte effective par un opérateur matriciel qui fait intervenir tous les paramètres internes d'endommagement. La particularité du modèle proposé dans cette étude se traduit par le calcul des paramètres d'endommagement dans des bases différentes. Il est donc possible de multiplier les différentes matrices issues de différentes bases pour calculer une matrice d'endommagement globale. Cependant, le résultat obtenu n'est pas cumulatif car :

$$[D_{tot}] = [D]_{123}[T]^{-1}[D]_{loc} \neq [T]^{-1}[D]_{loc}[D]_{123} \quad (3.63)$$

$[D]_{123}$ et $[D]_{loc}$ sont respectivement les matrices d'endommagement dans la base d'orthotropie (1,2,3) et la base locale du plan de rupture ((1, n, t) ou (1, k, l)). $[T]$ est la matrice de rotation de la base d'orthotropie à la base locale de rupture. En émettant l'hypothèse que la rupture de la matrice se produit avant celle des fibres, les contraintes effectives sont toujours calculées dans un premier temps dans la base locale, ensuite elles sont transformées dans la base globale pour en déduire la contrainte endommagée globale sachant que $\tilde{\sigma}_{ij}^{kl3}$ et $\tilde{\sigma}_{ij}^{1nt}$ sont les composantes des contraintes effectives issues des bases locales :

$$\begin{bmatrix} \tilde{\sigma}_{11} \\ \tilde{\sigma}_{22} \\ \tilde{\sigma}_{33} \\ \tilde{\tau}_{12} \\ \tilde{\tau}_{23} \\ \tilde{\tau}_{13} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \tilde{\sigma}_{11}^{1kl} \\ \tilde{\sigma}_{22}^{1nt} \\ \tilde{\sigma}_{33}^{1nt} \\ (1 - d_{12})\tilde{\tau}_{12}^{1nt} \\ \tilde{\tau}_{23}^{1nt} \\ \tilde{\tau}_{13}^{1nt} \end{bmatrix} \quad (3.64)$$

5.4 Algorithme de couplage

L'approche du couplage présentée ci-dessus a été mise en algorithme. Le schéma incrémental (Figure 3.13) est ensuite implémenté par l'intermédiaire d'une routine VUMAT dans le code de calcul ABAQUS/Explicit afin de simuler l'usinage des composites. La fiabilité du modèle a été testée, dans un premier temps, sur un seul élément fini dans le but d'optimiser la structure du programme et de s'assurer de l'efficacité du schéma incrémental. Dans cette application, on a fait référence aux propriétés du matériau données dans le Tableau 3.1. L'algorithme a été testé par la suite sur des essais standards de traction, compression et cisaillement. Une simulation 3D a été également effectuée dans le but de reproduire les essais normalisés conduits au laboratoire (voir les détails au Chapitre II), et ceux réalisés par Donadon et al. [Don-08, Don-09] et Falzon et al. [Fal-11b]. Les énergies de rupture, données nécessaires aux calculs, ont été déterminées par des essais normalisés utilisant des éprouvettes pré-fissurées.

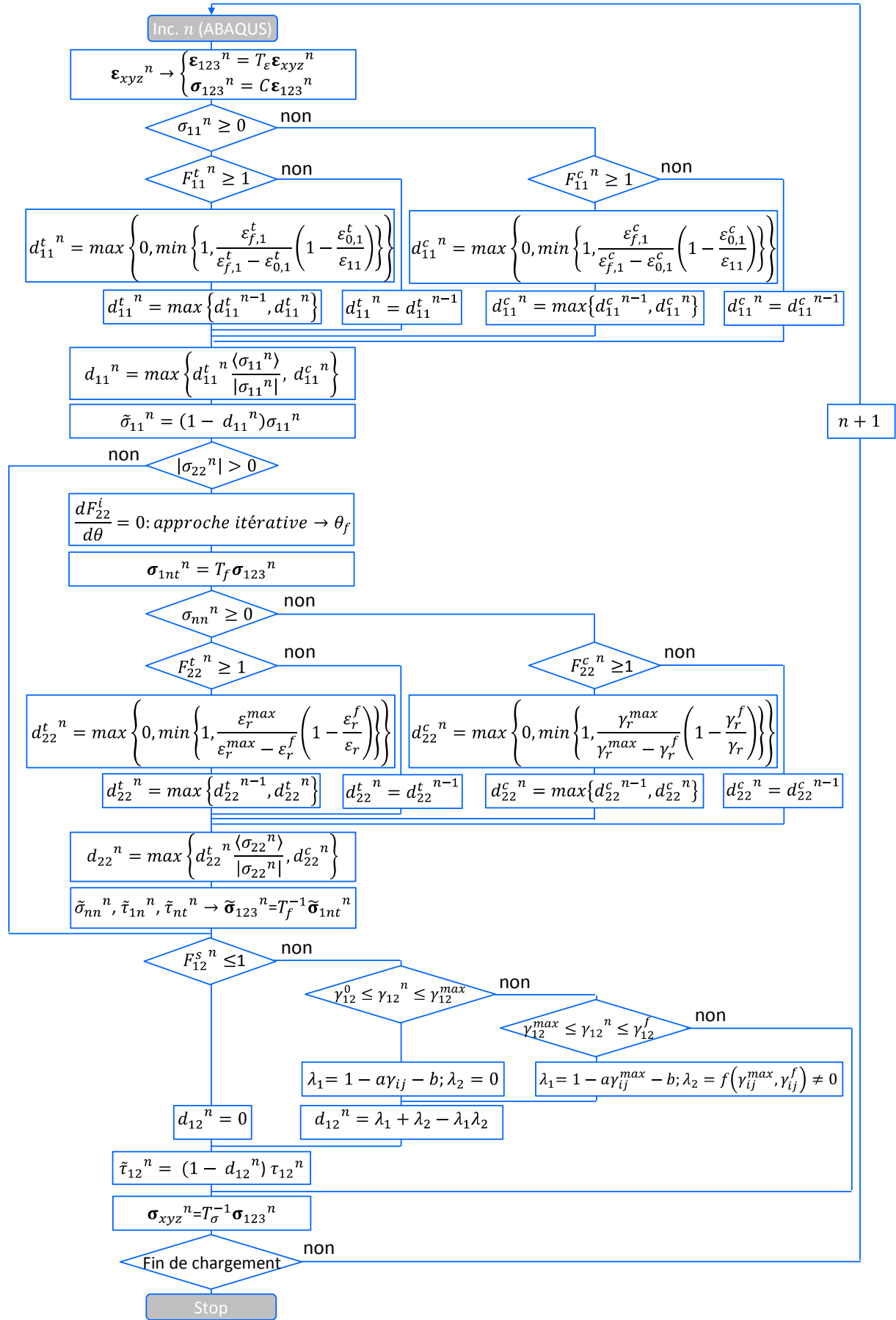


Fig.3.13. Structure de l'algorithme VUMAT implémenté sur ABAQUS/Explicit.

5.5 Validation du modèle sur un seul élément

Le modèle d'endommagement proposé a été validé dans un premier temps sur un seul élément dans le but de détecter toute anomalie éventuelle dans la construction de l'algorithme de calcul. Chaque type de sollicitation a été simulé séparément afin de s'assurer de la prédiction correcte de l'initiation, l'évolution et l'irréversibilité de l'endommagement. Des configurations plus complexes faisant combiner des cycles de chargement et de déchargement ont permis ensuite de tester l'importance de l'effet de l'ordre de sollicitation sur l'évolution de l'endommagement et l'identification de l'angle de rupture éventuel. Le chargement est piloté en vitesse. Le composite considéré est de type Verre/Epoxy ayant les propriétés données par le [Tableau 3.1](#).

Tableau 3.1

Données utilisées pour la simulation des essais standards à vitesse imposée de 2 mm min⁻¹.

Propriétés	Verre/Epoxy	Carbone/Epoxy [Don-08, Don-09, Fal-11b]
$E_{11}(GPa)$	27.223	100
$E_{22} = E_{33}(GPa)$	9.805	8.11
$G_{12} = G_{13}(GPa)$	4.360	4.65
$G_{23}(GPa)$ [02]	3.960	5
$\nu_{12} = \nu_{13}$	0.31	0.36
ν_{23}	0.24	0.4
$\sigma_{0,1}^t(X_t)(MPa)$	978	1800
$\sigma_{0,1}^c(X_c)(MPa)$	719	800
$\sigma_{0,2}^t(Y_t)(MPa)$	52	74.1
$\sigma_{0,2}^c(Y_c)(MPa)$	106	160
$S_{12}^f(MPa)$	95	60
$G_{f,1}^t(N/mm)$	54	160
$G_{f,1}^c(N/mm)$	22	25
$G_{f,2}^t(N/mm)$	3	10
$G_{f,2}^c(N/mm)$	4	2.25
$G_{f,12}^s(N/mm)$	4	2.25
c_1	3.184×10^3	2.0×10^6
c_2	84.39	164.6×10^3
c_3	10.22×10^3	5.06×10^3
a	-12	-13.54
b	1.1	1.058

Les courbes issues des différents calculs conduits dans la direction transversale et longitudinale sont présentées dans la [Figure 3.14](#). La relation non linéaire entre la contrainte de cisaillement et la déformation dans le plan du pli a été également vérifiée. La [Figure 3.14a](#) traduit un cycle de sollicitation des fibres qui démarre par une phase de traction jusqu'à initiation d'endommagement et déchargement (OABC) suivie d'une phase de compression de cycle similaire (CDEO). Il est à noter que dans cette configuration de sollicitation (cycle commençant par la traction), le matériau est supposé reprendre, après déchargement, sa rigidité initiale par effet de fermeture des microfissures en phase de compression (pente OD=pente OA≠pente BC). Dans le cas inverse où la sollicitation démarre avec une phase de chargement en compression

jusqu'à initiation de l'endommagement, nous estimons que la rupture dans la phase de chargement en traction qui suit, s'effectue selon le même plan de rupture prédéfini dans la première phase (compression) par effet de localisation (ouverture des fissures déjà amorcées) dans la zone endommagée. Ainsi, la contrainte se voit évoluer en traction selon la même pente qu'en compression.

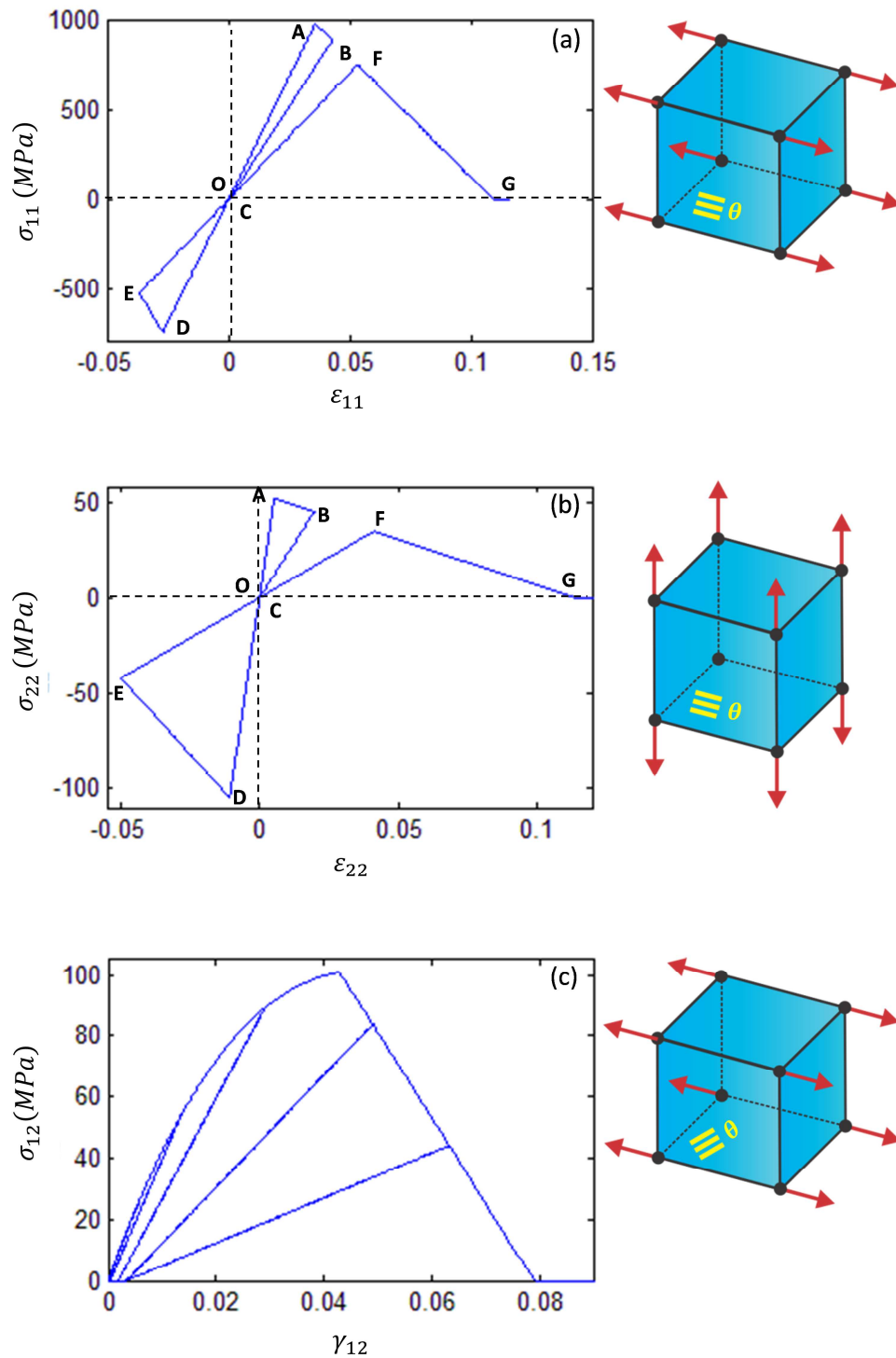


Figure 3.14. Cycles de chargements simulés sur un seul élément 3D.

Cycle de traction-compression-traction (a) longitudinal, (b) transverse, et (c) cycle de cisaillement.

La Figure 3.14b illustre l'évolution de la résultante des contraintes calculées dans le plan de rupture porté par la normale (n) crée par sollicitation transverse. La rupture est ainsi complètement pilotée par la phase matrice. Les contraintes $\tilde{\sigma}_{nn}$, $\tilde{\tau}_{1n}$ et $\tilde{\tau}_{nt}$ sont calculées une fois l'angle de rupture est identifié d'une façon itérative. Sachant que l'expression de σ_r calculée en traction (Figure 3.8) est différente de celle en compression (Figure 3.9), la rigidité du matériau en phase de chargement OA est différente de celle en phase de chargement inverse CD. Le cas de cisaillement est simulé par un cycle de chargement uniaxial de traction-compression d'un élément dont les fibres sont orientées à 45° par rapport à l'axe z (Figure 3.14c). La fiabilité du test de chute de rigidité provoquée par l'effet progressif linéaire de l'endommagement sous cisaillement est mise en évidence.

5.6 Validation sur des essais standards

Les tests de fiabilité sont également conduits sur des essais normalisés. Cette partie a pour objectif de tester les capacités du modèle à reproduire les mécanismes de rupture et d'endommagement. La simulation utilise dans ce cas des éprouvettes 3D finement discrétisées dans la zone utile. Les propriétés du matériau issues des essais expérimentaux réalisés (Chapitre II) ont servi pour alimenter le modèle qui reproduit fidèlement la géométrie de l'éprouvette réelle (dimensions, nombre de plis, orientation des fibres, etc.). Les propriétés élastiques, les énergies de rupture et les constantes de la loi d'endommagement du matériau identifiées expérimentalement sont données dans le Tableau 3.1.

La confrontation des résultats de simulations des essais normalisés aux résultats d'essais réels démontre la pertinence de la reproduction numérique des mécanismes agissants sur la rupture. L'efficacité de l'approche itérative considérée pour la prédiction de l'angle de rupture en sollicitations transverses a été notamment confirmée. L'algorithme a également montré une très grande efficacité dans la détection des zones éventuelles de localisation (position de plan de rupture). Le Tableau 3.2 présente des illustrations des modes de rupture observés pendant les essais expérimentaux ainsi que les résultats correspondants de simulation. Le modèle a été également validé sur un Carbone/Epoxy dont les propriétés mécaniques sont issues de la littérature (Tableau 3.1). Les résultats des simulations numériques et la comparaison aux essais expérimentaux de Donadon et al. [Don-08] sont présentés dans le Tableau 3.3.

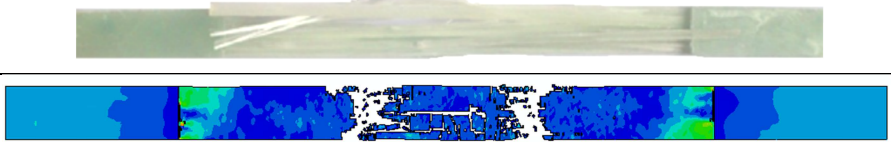
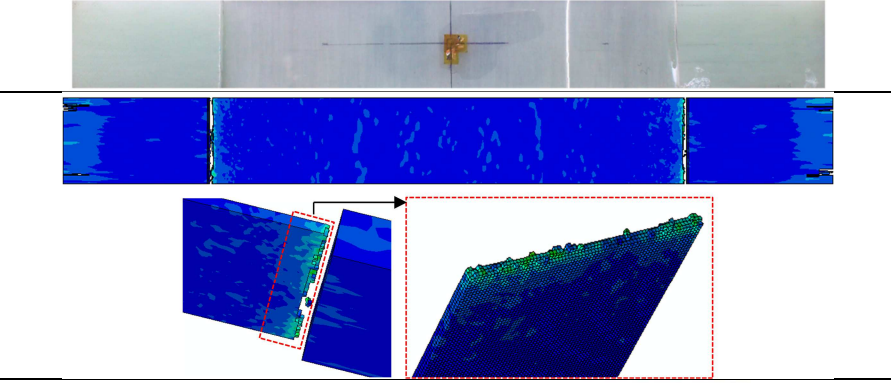
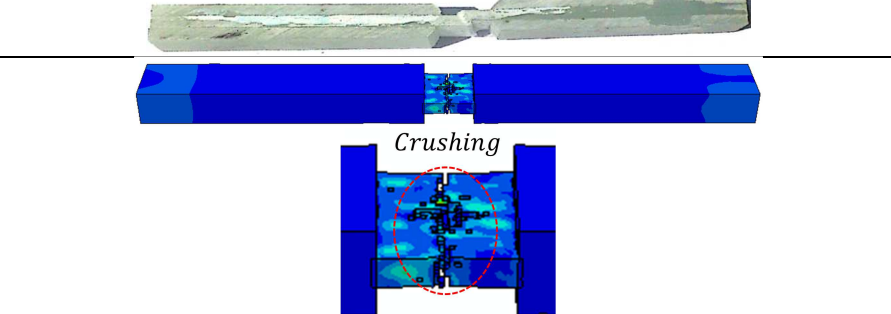
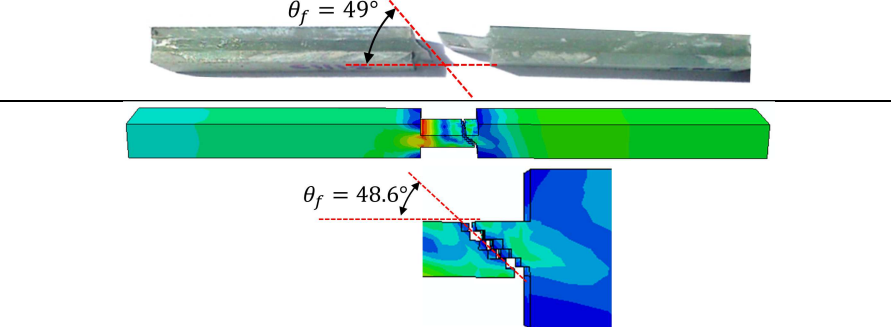
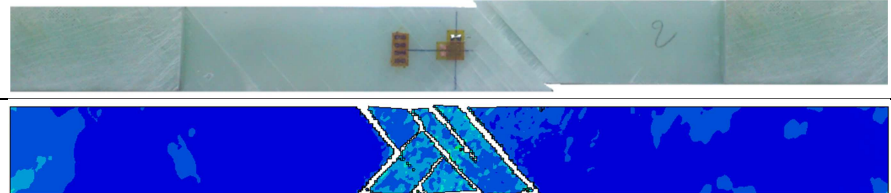
En traction longitudinale, les fibres rompent à différents niveaux de la zone utile ce qui se traduit en simulation par un endommagement assez réparti à travers la longueur utile de l'éprouvette. Au contraire, l'endommagement en traction transversale est nettement plus localisé ce qui se traduit par un plan de rupture proprement perpendiculaire à la direction de chargement. Numériquement, la rupture apparaît au niveau de deux extrémités de la zone utile d'une façon parfaitement symétrique. L'éprouvette réelle, cependant, présente souvent des imperfections géométriques et matérielles qui constituent des points de concentration de contraintes. Ceci favorise alors l'amorçage de la fissure dans un plan par rapport à un autre.

Par ailleurs, nous avons pu reproduire grâce à la technique d'enlèvement de l'élément, la trajectoire de la fissure générée sous compression transverse de la matrice et le phénomène de vrillage (*Kinking*) de la fibre. L'approche itérative mis en place pour l'identification du plan de rupture en sollicitation transverse a été validée. L'angle de rupture est en effet calculé à chaque incrément pour chaque élément fini. La trajectoire globale de la fissure pourrait être ainsi

déduite de la moyenne des angles de rupture de chaque élément. En traction transversale, la simulation prédit un angle θ_f de l'ordre de $2.51 \pm 2^\circ$ sachant que la littérature [Puc-98, Wie-08, Rai-12] a fixé cette valeur à 0° . En compression transversale, le modèle estime la trajectoire de la fissure à un angle de $48.57 \pm 1.2^\circ$ face à une fourchette de $53 \pm 2^\circ$ mentionnée dans la littérature [Pin-06a, Pin-06b, Don-08, Don-09, Fal-11a].

Tableau 3.2





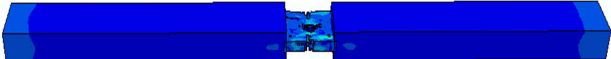
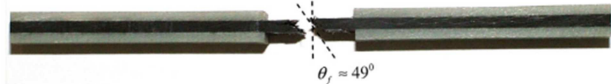

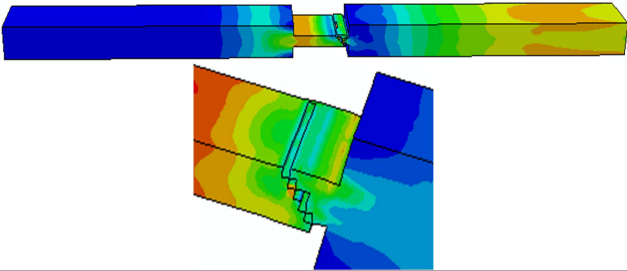

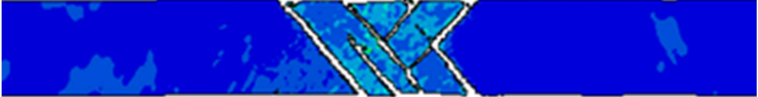
Résultats (a) expérimentaux et (b) de simulation des mécanismes de rupture par les essais standards.

Type de chargement	Mode de rupture : comparaison entre l'essai et la simulation
Traction longitudinale (Norme ISO 527-5 type A)	
Traction transversale (Norme ISO 527-5 type A)	
Compression longitudinale (Norme ISO 14126 type B)	
Compression transversale (Norme ISO 14126 type B)	
Cisaillement (Traction hors axes $\theta = \pm 45^\circ$) (Norme ISO 14129 type C)	

D'un autre côté, la détermination de la loi de cisaillement a été très utile pour la validation de l'hypothèse de non-linéarité considérée dans le développement du couplage. Le mécanisme de rupture décrit par une rupture croisée des plis corrobore avec les prédictions de la simulation.

Tableau 3.3

Résultats de simulation des mécanismes de rupture des essais standards de Donadon et al. [Don-08].

Type de chargement	Mode de rupture : comparaison entre l'essai et la simulation
Traction transverse (CRAG Test Standard)	 
Compression longitudinale (IC Test Method)	  
Compression transverse (IC Test Method)	  
Cisaillement (Traction hors axes $\theta=\pm 45^\circ$) (ASTM D3518/D3518M)	 

6 Conclusion

La validation de la formulation du couplage dans le cas de mécanismes élémentaires ou couplés ont permis de tester la robustesse du modèle pour la simulation des mécanismes de coupe. Il est largement admis que les multiples phénomènes pouvant se déclencher en coupe sont assez complexes et peuvent finement interagir entre eux. Ils sont donc de nature multiphysique ce qui

'impose' un recours à une modélisation assez élaborée capable de reproduire fidèlement l'ensemble de mécanismes mis en jeu. Par ailleurs, quelques difficultés restent encore à surmonter quant à la caractérisation de la loi de comportement du composite en adéquation avec la physique de la coupe. Notons que l'approche proposée est très tributaire des constantes établies expérimentalement, notamment, les énergies de rupture. Les conclusions suivantes peuvent ainsi être dégagées :

- La formulation développée présente un couplage suffisamment fort pour traduire les différents mécanismes contrôlant le comportement du composite : la formulation du couplage intègre tous les modes d'endommagements potentiels et les modes de rupture finale associé et ce pour chacune des phases constituantes du matériau.
- La routine numérique VUMAT élaboré à la lumière de la théorie constitutive du couplage "*élasticité-endommagement progressif-rupture*" assure la simulation du comportement des matériaux composites quel que soit le type de sollicitation ou de composite étudiée (unidirectionnels ou multidirectionnels (stratifiés)).
- L'algorithme de couplage est construit de façon relativement optimale et ce afin de pouvoir :
 - calculer l'endommagement à chaque incrément de chargement et d'en estimer le cumul jusqu'à convergence de la solution ;
 - détecter la position du plan de rupture si les contraintes seuil de rupture dans l'élément sont atteintes;
 - prédire la trajectoire de propagation de la fissure ;
 - simuler physiquement la rupture finale par le biais de la longueur caractéristique et l'option d'enlèvement de l'élément rompu (*dead element*).
- Le modèle est conçu pour pouvoir estimer l'effet de viscosité en cisaillement. L'influence de la vitesse de déformation, comme démontré par la littérature, étant négligée.

Chapitre IV

Simulation de la coupe des composites : Aperçu des résultats, Fiabilité de l'approche proposée

1 Introduction

La littérature traitant la modélisation de la coupe des matériaux composites est abondante. Cependant, les multiples hypothèses entreprises dans les approches proposées soulèvent encore une limitation majeure. Alors que les approches macro-mécaniques démontrent un handicap relatif à traduire correctement le mécanisme de la formation du copeau, les approches micromécaniques souffrent de difficultés de reproduire le comportement à l'échelle de l'interface. L'incapacité de ces approches à reproduire séparément le comportement en coupe a motivé le développement de l'approche de couplage proposée dans le cadre de cette étude. Le modèle présente la particularité d'associer à la fois (i) mécanique de la rupture pour détecter l'*initiation* de la fissure et (ii) mécanique de l'endommagement pour contrôler la *propagation* de celle-ci. Le calcul est régi par un couplage fort et utilise l'énergie de rupture identifiée expérimentalement pour contrôler l'amplitude de l'endommagement et l'orientation du plan de rupture par le biais de la longueur caractéristique. Cette dernière constitue l'artifice permettant de s'affranchir de la dépendance de la solution à la taille de l'élément.

Les modes de rupture contrôlant le processus d'enlèvement de matière ont été modélisés par les critères élémentaires associés à chaque configuration de coupe. La formation du "copeau" est ainsi contrôlée par l'orientation des fibres, l'état de chargement local dans l'élément et la nature de phase en sollicitation. Les paramètres des lois d'endommagement identifiés selon la procédure détaillée dans le [Chapitre II](#) ont été utilisés pour estimer l'évolution *progressive* de la fissure ainsi que son orientation en fonction de l'énergie développée dans l'élément.

Le modèle numérique implémenté sur le code de calcul ABAQUS/Explicit est structuré en trois parties majeures :

- la description du comportement mécanique propre au matériau composite UD se traduit par le triptyque élasticité–endommagement–rupture. Cette partie est structurée dans une routine "VUMAT" contrôlant les transformations de la base d'orthotropie à la base locale de l'élément et *vice-versa*, nécessaires au calcul des tenseurs des déformations, des contraintes et de l'endommagement à chaque incrément de temps ;
- la gestion du contact entre l'outil et la pièce se traduit par une fonction d'approximation établie selon les données d'essais conduits dans le cadre des tests tribométriques (Paragraphe 3, [Chapitre II](#)). Le coefficient de frottement est estimé à chaque incrément de temps en fonction des conditions locales de contact à l'interface outil-pièce : orientation des fibres déformées et pression de contact. Une routine "VFRIC" a été mise en place afin d'assurer le calcul des frottements générés associés à chaque cas d'étude ;
- le contrôle du maillage par le biais de l'énergie de rupture dissipé dans les phases (fibres matrice, et interface). Le processus d'enlèvement de matière est modélisé par l'enlèvement de l'élément dont l'énergie atteint la valeur de l'énergie réelle développée pour la rupture de la phase associée.

Ce chapitre donne un aperçu sur la fiabilité numérique (pertinence du maillage, temps de calcul, etc.) et physique (prédiction des mécanismes mis en jeu) du modèle à gérer l'interaction entre les différents modes élémentaires agissant sur le comportement et à simuler la formation du copeau sans perdre pour autant de la précision sur la prédiction des grandeurs macroscopiques.

La première partie de ce chapitre est dédiée à la démonstration de l'indépendance entre la solution et la taille du maillage. La deuxième partie, discute les divers résultats de simulation de la coupe des deux composites étudiés. Elle présente alors le modèle géométrique utilisé, les efforts de coupe et les endommagements induits en corrélation avec les mécanismes physiques réels observés. Le processus d'enlèvement de matière est ensuite discuté.

2 Indépendance de la solution à la taille de l'élément

Il est admis que la sensibilité de la solution numérique au maillage influe sur la pertinence des prédictions. Il est alors impératif de surmonter cette limitation qui induit des erreurs non négligeables sur la déformation à la rupture et donc sur l'énergie développée comme illustrée par la [Figure 4.1](#). Afin de s'affranchir de cette perturbation, il est nécessaire de corréler l'énergie de rupture mesurée (énergie par unité de surface) à l'énergie calculée numériquement (énergie par unité de volume) au moyen de la longueur caractéristique (voir Paragraphe 5.2, [Chapitre III](#)).

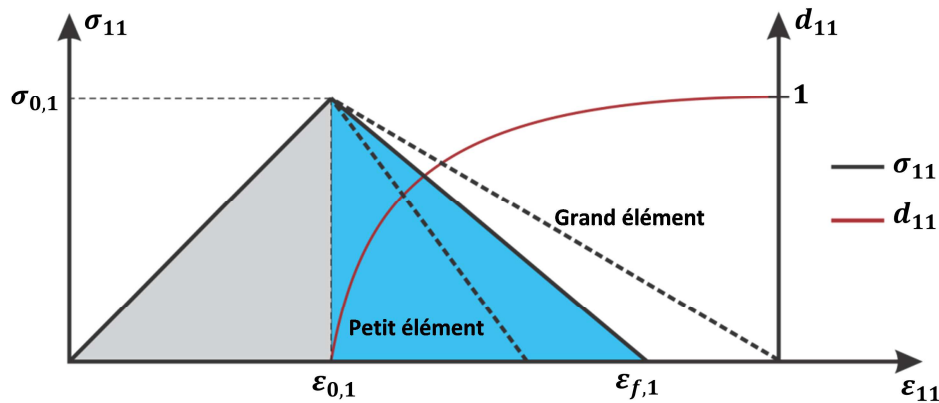


Figure 4.1. Courbe contrainte – déformation : influence de la taille de l'élément [\[Ian-06a\]](#).

L'introduction de la longueur caractéristique a démontré que l'équilibre énergétique maintenu insensiblement à la taille de l'élément fini choisi. Un test de fiabilité utilisant le "VUMAT" développé a été conduit sur trois cas différents de maillage avec une taille respective d'élément de 250, 500 et 1000 μm . La sollicitation traduit un essai de traction du Verre/Epoxy selon l'axe X ([Figure 4.2](#)).

Comme on peut l'apercevoir dans la [Figure 4.2](#), les courbes force-déplacement obtenues sous les mêmes conditions de chargement se confondent. L'énergie dissipée dans chaque cas de maillage est équivalente. Le déplacement associé à l'initiation de la fissure (sommet des courbes) et celui associé à la rupture finale coïncident. Les erreurs observées en particulier pour l'élément à plus petite taille sont principalement attribuées aux effets relativement plus importants des bords libres de l'élément et également à la correction nodale de masse (*mass scaling*) nécessaire pour assurer la stabilité de la solution numérique. L'optimisation de ce facteur de correction s'impose alors afin d'ajuster le plus précisément possible l'effet inertiel due à la discrétisation et la dynamique de la coupe.

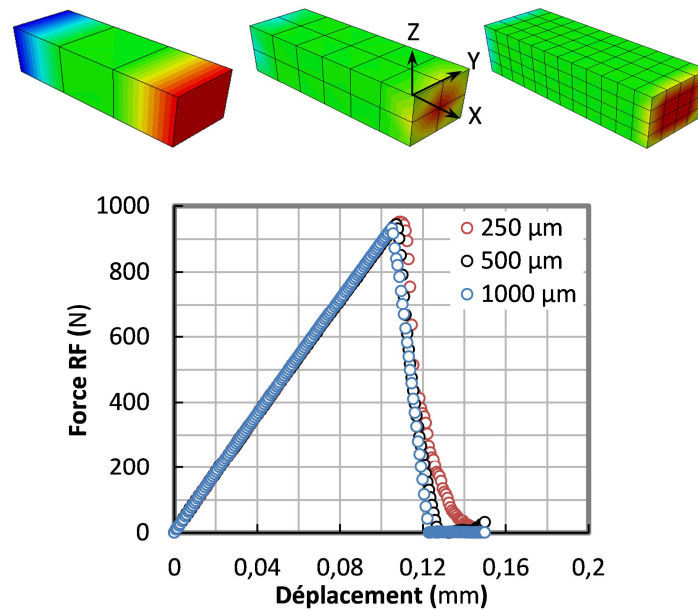


Figure 4.2. Courbes force – déplacement obtenues par différents maillages.

Ainsi le modèle est validé quant à (i) la fiabilité des critères d'endommagement choisis pour le développement du couplage, (ii) sa capacité à gérer les cycles complexes de sollicitation (Paragraphe 5.5, [Chapitre III](#)), (iii) son aptitude à prédire la position et l'orientation de la fissure (Paragraphe 5.6, [Chapitre III](#)), et (iv) son indépendance au maillage. Il est alors supposé près pour modéliser l'opération de coupe où les sollicitations sont relativement plus complexes et les mécanismes en interaction sont multiples.

3 Modèle de coupe

3.1 Géométrie et conditions aux limites

Les essais de coupe conduits expérimentalement sur l'Etau-Limeur sont régies par la configuration de coupe orthogonale. L'idée était alors de simuler les différents mécanismes observés dans cette opération et de discuter les réponses prédites vis-à-vis des résultats de mesures issus de l'essai de coupe instrumenté. Le modèle géométrique tridimensionnel est construit de telle sorte à pouvoir reproduire le plus fidèlement possible les conditions opératoires réelles.

Après quelques essais numériques préliminaires, on a pu optimiser la géométrie utile de la pièce traduisant un bon compromis entre les coûts de calcul et l'effet d'échelle. La pièce est ainsi conçue de telle manière à pouvoir contenir les contours des champs mécaniques maximums traduisant les sollicitations les plus sévères, sans pour autant générer des temps de calcul exagérés. La géométrie représentative de la pièce réelle est de dimensions suffisantes pour éviter également les effets de bords. L'épaisseur de la pièce correspondant à la profondeur de passe (a_p) par analogie à l'essai réel est représentative de plusieurs plis et permet de reproduire les phénomènes locaux engendrés par la coupe, notamment, le cisaillement plan inter-laminaire. La pièce est supposée de comportement homogène équivalent.

Seul le comportement du matériau dans la zone d'intérêt (zone délimitée en rouge) a été

contrôlé par la routine de couplage. En dehors de cette zone, le comportement du matériau est géré directement par le code ABAQUS/Explicit. La technique d'enlèvement d'éléments a été activée dans le volume susceptible de former le copeau ($l_c \times f \times a_p$). La Figure 4.3 illustre la géométrie du modèle qui décrit le couple outil-matière utilisé pour la simulation.

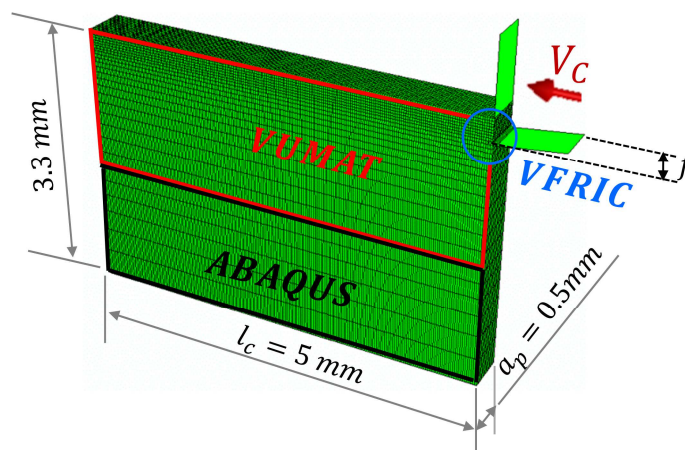


Figure 4.3. Modèle géométrique de coupe.

L'outil est modélisé par un corps infiniment rigide indiscretisable. La coupe est simulée par le mouvement linéaire de l'outil, à une vitesse constante imposé alors que la pièce est totalement encastrée sur sa face inférieure. Le contact à l'interface outil-pièce est géré par une loi approximée à la lumière des résultats d'essais tribologiques.

3.2 Comportement mécanique et maillage

3.2.1 Outil

Les nuances utilisées dans le cadre de cette étude sont très variées (non revêtu, revêtus CVD, revêtus PVD). Chacun des revêtements a des propriétés mécaniques différentes de celle du substrat (carbure de tungstène). Dans la modélisation, les propriétés mécaniques des outils de coupe sont supposées largement supérieures à celles des composites. Le Tableau 4.1 donne un aperçu des écarts entre les propriétés du substrat de l'outil et celles des composites étudiés justifiant ainsi les choix entrepris pour la simulation. À l'image de la géométrie réelle des plaquettes (voir spécifications au Paragraphe 4.2, Chapitre II), la géométrie de l'outil est maintenue fixe pour tous les plans d'essais numériques exécutés. Il est de rayon r_c de 50 μm , un angle de coupe γ de 0° et un angle de dépouille α de 7°.

Tableau 4.1

Comparatif entre les propriétés élastiques des carbures et des composites.

Matériau		E (GPa)	ν	$\sigma_{0.1}^t$ (MPa)
Composite	GFRP	27.22 (E_{11})	0.24 (ν_{12})	1800
	CFRP	78.66 (E_{11})	0.36 (ν_{12})	1700
Carbure	Mabrouki et al. [Mab-08]	534	0.22	5250
	Zemzemi et al. [Zem-09]	630	0.22	
	Zhang et al. [Zha-11]	705	0.23	

L'absence de toute trace de déformation plastique sur l'outil confirmée lors de l'étude des phénomènes d'usure présentée dans le [Chapitre II](#), supporte davantage l'hypothèse de l'outil rigide. L'essai de coupe orthogonale mis en place a également démontré l'absence de toute élévation de température et d'endommagement thermique aussi bien sur l'outil que sur la pièce. Les effets thermiques sont par conséquent négligés.

3.2.2 Pièce

Cette étude vise la simulation du processus d'enlèvement de matière avec génération du "copeau" en s'appuyant sur la nature du couplage et le choix des critères de rupture associés à chacune des phases constituantes. Dans cette optique, une réflexion approfondie a été menée pour construire le modèle géométrique le plus représentatif des phénomènes mis en jeu. Le modèle s'appuie sur l'hypothèse du Matériau Homogène Equivalent (MHE) pour décrire le comportement macroscopique du composite. En effet, les simulations préliminaires ont montré que l'encastrement des nœuds de la surface inférieure de la pièce provoque des contraintes fictives qui conduisent généralement à une surestimation de l'endommagement. La pièce a été alors subdivisée en trois principales zones pour contrôler au mieux le temps de calcul et assurer une simulation fiable de la séquence de coupe.

- Zone 1 : elle représente la zone de déformation maximale conduisant à la séparation totale de la matière traduite par la formation d'un copeau. Elle est délimitée par l'avance f ;
- Zone 2 : elle représente la zone d'endommagement en dessous de l'outil. Elle est délimitée par le plan de coupe généré par le passage de l'outil et plus profondément par la zone 3. Dans cette zone, il n'y a pas d'enlèvement de matière ;
- Zone 3 : elle constitue la zone la plus éloignée du plan de coupe et contient les contours des contraintes maximales pouvant être atteintes. A la différence des zones 1 et 2 où le comportement est régi par l'algorithme de couplage, le comportement dans cette zone est piloté par ABAQUS, et il est élastique non endommageable.

Le maillage a été construit à l'image des mécanismes susceptibles d'apparaître lors de la coupe. La discrétisation spatiale de chacune des zones définies précédemment a été effectuée à l'aide d'éléments tridimensionnels à 8 nœuds et à intégration réduite (C3D8R). La densité du maillage varie d'une zone à l'autre. En particulier, un maillage relativement fin a été affecté à la zone d'intérêt (Zone 1) censée décrire le processus d'enlèvement de matière. Le maillage dans les deux zones en profondeur suit une discrétisation évolutive. Le [Tableau 4.2](#) résume la taille moyenne de l'élément ainsi que les divers paramètres de contrôle numérique du maillage associés à chacune des zones de la pièce.

Tableau 4.2

Paramètres numériques du maillage

Zone	Type d'élément	Taille moyenne	Ordre	Hourglass	Contrôle de distorsion
1	C3D8R	35 μm x 35 μm x 37 μm	1 ^{er} Ordre	Amélioré	non
2	C3D8R	150 μm x 150 μm x 150 μm	1 ^{er} Ordre	Amélioré	non
3	C3D8R	200 μm x 200 μm x 200 μm	1 ^{er} Ordre	Amélioré	non

L'avantage d'un modèle 3D réside dans la possibilité qu'il offre pour simuler les déformations hors plan et les mécanismes de décohésion interlaminaires. Il présente de plus la possibilité de simuler la coupe des composites stratifiés à orientations des fibres variables dans l'épaisseur de la pièce. Par ailleurs, cette étude est limitée au cas des composites épais unidirectionnels constitués de nombreux plis orientés selon la même direction.

3.2.3 Gestion de contact à l'interface outil-pièce

Les travaux consacrés à l'étude de l'interface outil-matière en usinage des composites sont peu nombreux. Ben Soussia et al. [Ben-14] passent en revue tous les modèles de frottement en simulation numérique de l'usinage. Ils ont souligné la complexité particulière des phénomènes mis en jeu à l'interface, leur sensibilité aux conditions de coupe et leur effet prépondérant sur la pertinence des paramètres prédits par le modèle. Le principal handicap des différents modèles numériques développés dans la littérature est lié à leur incapacité de prédire la composante d'effort normale (effort d'avance) à la surface usinée. Cette limitation est due principalement aux faibles contraintes normales au niveau de la surface de coupe et de la surface de dépouille. L'incapacité des algorithmes de calcul notamment les algorithmes explicites à reproduire le phénomène de retour élastique explique également les difficultés rencontrées pour élaborer des modèles de coupe réalistes. En effet, les analyses de l'état d'usure des outils et des efforts développés menées dans le cadre du [Chapitre II](#), ont mis en évidence la contribution majeure du retour élastique des fibres dans l'évolution de la composante d'avance de l'effort de coupe.

Il est admis que la pertinence du modèle à prédire les efforts de coupe est liée à la rigueur avec laquelle les paramètres dont il dépend sont identifiés. Cependant, jusqu'aujourd'hui les propriétés de l'interface outil-matière restent quasi-méconnues. Très peu de travaux se sont penchés sur la caractérisation de l'interface outil-pièce en coupe des composites [Nay-05a, Mka-08, Mka-09, Bon-10, Kli-11]. Les essais réalisés ne sont pas toujours spécifiques pour la caractérisation du frottement et ils ne tiennent pas compte de tous les paramètres de coupe. Par ailleurs, les rares résultats expérimentaux n'ont toujours pas permis d'élaborer des modèles réalistes et représentatifs des phénomènes présents en usinage. Afin de modéliser le contact outil-pièce, on propose dans cette étude d'exploiter la loi de frottement établie sur la base des résultats de l'essai tribologique instrumenté discutée dans le [Chapitre II](#). Les surfaces de réponse construites approximent les valeurs du coefficient de frottement déterminé en fonction des paramètres les plus influents, notamment, l'orientation des fibres et la pression de contact.

De point de vue numérique, le contact sur ABAQUS/Explicit peut être piloté grâce à deux types d'algorithmes traduits respectivement par un mode de contact général et un mode de contact pair (contact par deux surfaces).

- Algorithme de contact général

Cet algorithme permet de définir le contact entre plusieurs régions représentant une partie ou l'intégralité du modèle au moyen d'une seule interaction. Ainsi, chaque nœud du domaine de contact peut interagir avec n'importe quel nœud appartenant au modèle. Toute région du modèle ayant des surfaces extérieures libres fera partie du domaine de contact. L'algorithme général gère cette tâche d'une manière automatique. Malgré quelques restrictions exigées sur la nature des surfaces devant entrer en contact, cet algorithme propose plusieurs possibilités pour inclure ou exclure des contacts par paire

de surfaces.

- L'algorithme de contact par paire de surfaces exige la définition de deux surfaces : l'une est de type maître et l'autre est de type esclave. La surface maître est généralement associée au corps le plus rigide. Ainsi, si le modèle inclut une partie infiniment rigide elle est généralement considérée comme la surface maître. Si la rigidité des deux corps mis en contact est comparable, l'élément ayant un maillage grossier constitue généralement la surface maître. Plusieurs conditions sur la nature des surfaces en contact sont à prendre en considération pour utiliser l'algorithme par paire de surfaces. Contrairement à l'algorithme général, toutes les interactions possibles doivent être identifiées et définies au préalable.

L'algorithme général est plus rapide que celui par paire de surfaces, en particulier pour les modèles complexes qui font interagir plusieurs pièces de propriétés mécaniques différentes. Néanmoins, il est incapable de gérer la génération et le transfert de chaleur à l'interface. Par ailleurs, il ne tolère pas la définition de quelques propriétés mécaniques de l'interface par l'intermédiaire des routines telles que "VFRIC" ou "VUINTER". Ce mode de contact a été écarté au profit du mode de contact par paire de surface en raison de la nécessité de la routine VFRIC. Cette dernière permet une gestion locale du frottement capable de reproduire fidèlement les conditions de coupe à l'interface.

La pénétration éventuelle de certains nœuds de la surface maître dans la surface esclave constitue néanmoins un inconvénient de la simulation numérique de contact. Ceci pourrait conduire à une distorsion du maillage et par conséquent une mauvaise estimation des contraintes. Le raffinement du maillage permet d'atténuer ce type d'erreurs mais il ne les empêche pas radicalement. Pour pallier à ces problèmes, ABAQUS/Explicit propose la méthode maître-esclave partagée. Deux formulations différentes sont disponibles pour gérer le contact entre les nœuds de différentes surfaces et empêcher aux mieux les pénétrations : la méthode cinématique et la méthode de pénalité.

L'algorithme cinématique dispose d'un prédicteur et d'un correcteur performant pour éviter les pénétrations des nœuds. A chaque incrément de temps, le prédicteur détermine les nœuds appartenant à la surface esclave ayant pénétré dans la surface maître. La profondeur de pénétration, la masse du nœud et l'incrément du temps sont ensuite exploités pour calculer l'effort nécessaire à exercer pour s'opposer à cette pénétration. Alors qu'il est relativement moins efficace que la méthode cinématique quant à sa capacité d'empêcher les pénétrations des nœuds, l'algorithme de pénalité offre la possibilité de gérer une grande variété de contacts. Il est en particulier recommandé en cas d'utilisation des corps rigides dans le modèle [Aba-12]. L'outil étant parfaitement rigide, on a opté alors pour l'algorithme de pénalité afin de gérer le contact outil-pièce.

Le modèle proposé fait recours à une routine "VFRIC" pour calculer le coefficient de frottement en fonction de la pression de contact et l'orientation des fibres. Le schéma incrémental de la routine en question est présenté dans la [Figure 4.4](#).

Les numéros globaux des nœuds appartenant à la surface esclave et qui sont en contact avec l'outil sont stockés dans le tableau "jSlvUid". L'appel de la routine "VGETPARTINFO" permet d'accéder au numéro local du nœud et, par suite, de déterminer sa position dans la pièce. La surface esclave est définie par l'ensemble des nœuds de la zone 1 et les nœuds de la face supérieure de la zone 2. Les autres nœuds du modèle ne sont pas susceptibles d'entrer en contact avec l'outil. Afin de réduire le temps de calcul, ces nœuds n'appartiennent pas à la

surface esclave.

Le tableau "dirCoss1" permet d'accéder aux coordonnées de la normale \vec{n} au point (nœud) de contact et par conséquent à la position angulaire (φ_1) de celle-ci par rapport au plan de coupe comme schématisé sur la Figure 4.4. Sachant l'orientation des fibres θ , l'algorithme permet ensuite de remonter à la position absolue (φ_2) de \vec{n} .

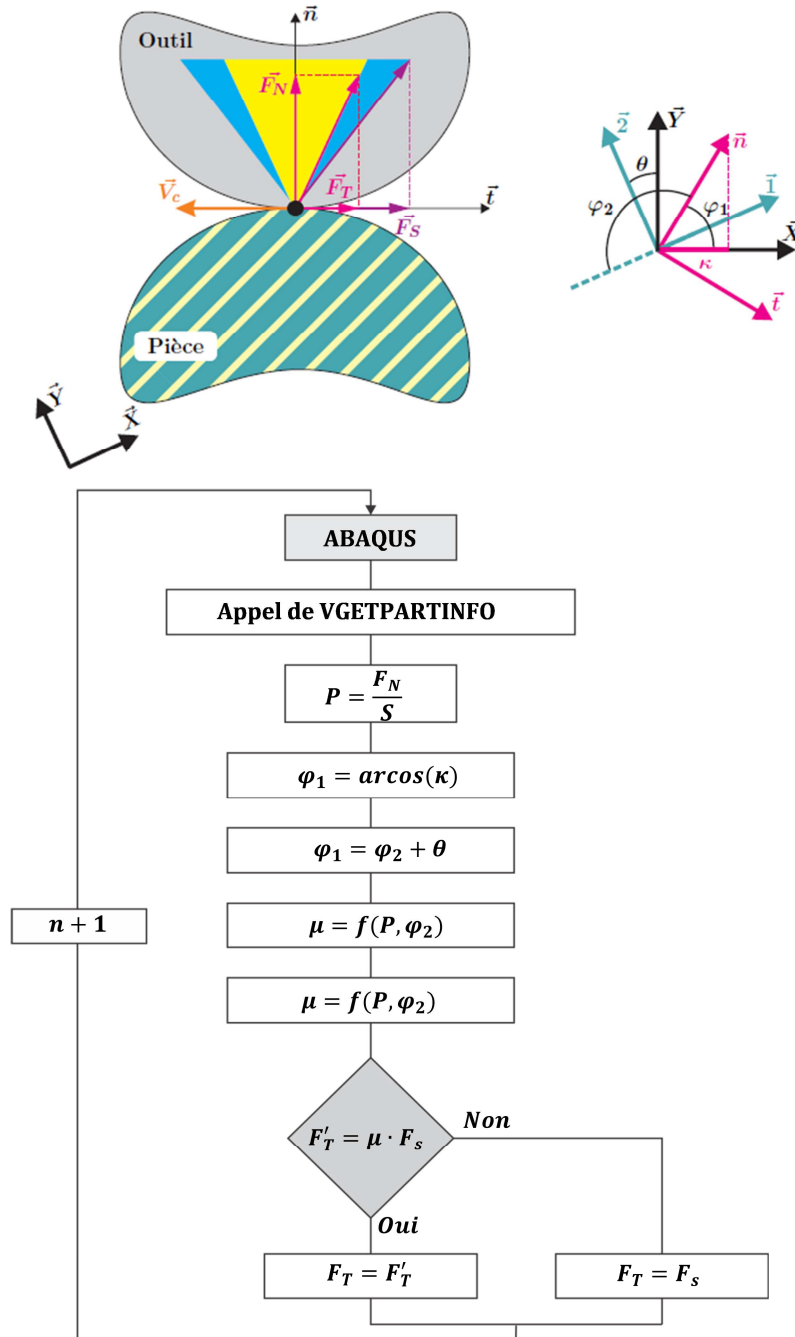


Figure 4.4. Paramètres de contact et structure de l'algorithme "VFRIC".

La pression de contact est déterminée par le rapport entre la valeur de l'effort normal à la surface de contact et l'aire de contact apparente. Ces deux paramètres sont fournis par ABAQUS au début de chaque incrément de calcul.

4 Résultats et discussions

4.1 Mécanismes de formation du copeau

4.1.1 Influence de la nature de la fibre

Ce paragraphe discute la capacité du modèle à prédire les phénomènes de coupe associés à chacune des phases et à leurs échelles respectives. Une attention particulière a été prêtée à la modélisation des modes de rupture afin de pouvoir reproduire les mécanismes de formation du copeau à une échelle relativement fine.

■ Cas du Verre/Epoxy

La [Figure 4.5](#) illustre un exemple de copeau simulé pour la coupe orthogonale du composite Verre/Epoxy, à une orientation des fibres de 0° . Cette configuration, à des avances élevées, est très représentative de multitude des modes de rupture en action. Elle traduit à la fois (i) la compression des fibres conduisant à un mécanisme révélateur d'un *flambement* excessif, (ii) une traction de la matrice qui réagit dans le but d'empêcher les fibres de se déformer par *flambement*, (iii) une rupture primaire interlaminaire (mode I) qui conduit à (iv) une rupture en mode II, en amont de l'outil.

Dès l'entrée en contact avec la matière, l'outil provoque une rupture en mode I, généralement portée par le plan de coupe. Si l'angle de coupe est négatif ou nul comme le cas ici, le *flambement* viendra tout de suite succéder à la première rupture. Si l'angle de coupe est positif, les fibres subiront plutôt de la flexion. Les séquences vidéo enregistrées par caméra CCD pendant l'essai de coupe orthogonale ont démontré que le *flambement* est beaucoup plus prononcé sur les éprouvettes à fibres de verre suite à leur aptitude élastique sous compression relativement plus élevée que celles de carbone. Il a été d'ailleurs démontré par les essais de caractérisation (voir [Tableau 2.2](#), Section 2.3.2, [Chapitre II](#)) que la déformation sous compression ($\varepsilon_{0,1}^c$) du Verre/Epoxy et d'environ 2.4 fois supérieure à celle du carbone/Epoxy. Les calculs exécutés utilisent les coefficients de frottement identifiés expérimentalement dans le cas de la nuance revêtue PVD, une vitesse et une avance constantes respectivement de 50 m min^{-1} et 0.3 mm .

L'entrée de l'outil en contact avec la pièce provoque quasi-instantanément une fissure profonde dans le plan de coupe. La séquence [Figure 4.5a'](#) traduit le contour d'endommagement estimé et le plan de la fissure en amont de la pointe de l'outil. Après avoir atteint une longueur critique définie par la rupture des fibres en mode II, [Figures 4.5f-f'](#), la fissure arrête de se propager donnant lieu à un mécanisme de flexion du volume de matière soulevé encore en liaison avec la pièce. Le modèle reproduit en bonne concordance avec les séquences CCD du phénomène physique en question ([Figures 4.5f-f'](#) et [g-g'](#)). Le phénomène semble être irreproductible, dès lors que le processus d'enlèvement de matière entame une deuxième phase où la flexion est de plus en plus localisée au voisinage de la pointe de l'outil en présence d'un *flambement* relativement atténué. Au copeau initialement formé en continu vient s'associer des fragments et des particules de taille variable. Ceux-ci viennent dominer progressivement le processus d'enlèvement de matière au détriment d'un copeau continu lorsque l'outil avance. Dès lors, le processus d'enlèvement de matière est piloté par un mécanisme de "*crushing*" qui vient substituer au mécanisme de *flambement* tel que illustré par les [Figures 4.5h-i'](#).

Ce basculement dans le mécanisme de formation du copeau traduisant le passage d'un copeau continu à un copeau discontinu voire poudreux s'initie effectivement quand la position de l'outil coïncide avec la longueur de la fissure générée par *flambement* primaire. Comme on peut le constater, la longueur de la fissure réellement engendrée est relativement plus importante que celle prédite par le modèle. Ceci est essentiellement attribué aux défauts d'élaboration des éprouvettes, vecteurs de décohérence plus rapide. La variation de la taille du copeau continu traduit la longueur de la fissure associée. Ceci a bien été mis en évidence par les résultats d'essais de coupe.

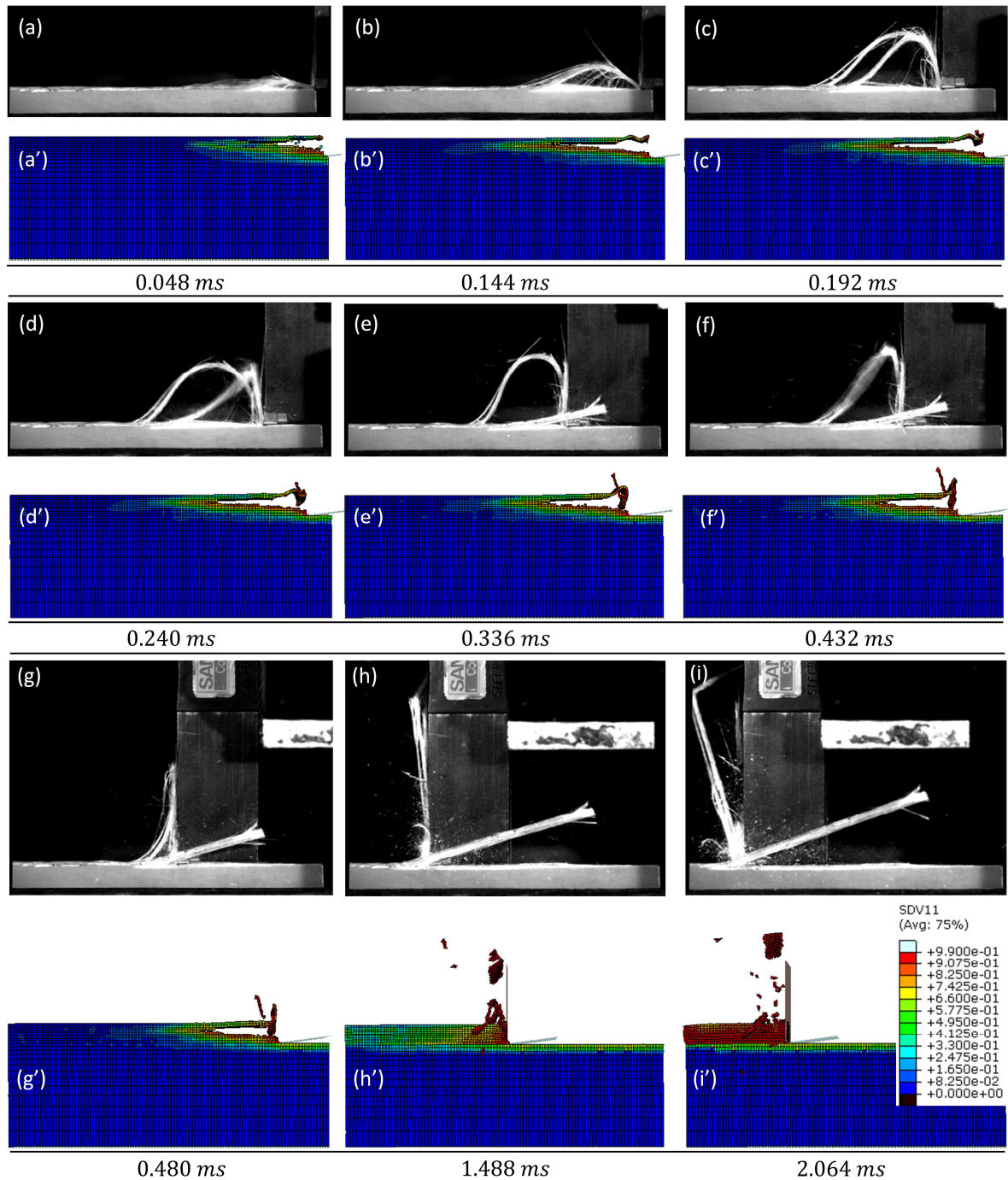


Figure 4.5. Mécanismes de formation du copeau simulés sur le Verre/Epoxy.
Nuance revêtue PVD (GC1115) – $V_c = 50 \text{ m min}^{-1}$ – $f = 0.3 \text{ mm}$.

Par référence aux mécanismes réels mis en lumière par les analyses vidéo, l'approche de couplage prouve la pertinence des critères de rupture et d'endommagement utilisés dans la modélisation de la formation du copeau du Verre/Epoxy avec des fibres orientées à 0° . En effet, le modèle proposé a pu reproduire (i) l'ensemble des sollicitations associées, (ii) dans leur ordre de déroulement réel. Il a démontré également une bonne fiabilité dans la prédiction de l'évolution de la morphologie du copeau (copeau continu \rightarrow copeau particulaire/poudreux) en bonne adéquation avec la physique de la coupe.

■ Cas du Carbone/Epoxy

Le *flambement*, à peine visible sur les éprouvettes à fibres de carbone même à des avances élevées, est estompé par une rupture fragile scandée (explosion en Mode II) des fibres sous l'action de l'outil. La nature fragile de la fibre de carbone la rend vulnérable à la moindre déformation plastique selon son axe principal. Lors de la coupe du composite à fibres de carbone orientées à 0° , les ruptures en modes II devraient être beaucoup plus nombreuses comparées au composite à fibres de verre. Ceci est potentiellement justifié par l'écart entre les modules d'élasticité identifiés expérimentalement sur le Carbone/Epoxy et le Verre/Epoxy : notons que $E_{11-\text{Carbone/Epoxy}} \sim 3 \times E_{11-\text{Verre/Epoxy}}$.

Les clichés de la Figure 4.6a-a' montrent que dès le début de contact avec l'outil, on assiste à la formation d'un copeau nettement plus court que celui observé en coupe du Verre/Epoxy. Le mode I de rupture doit être significativement dominé par une rupture multiple en mode II. L'action de l'outil provoque quasi-simultanément la fissuration à travers le plan de coupe (ouverture interfaciale en mode I) et l'explosion sous compression de la phase fibre (rupture perpendiculairement à l'avance de l'outil en mode II). Le phénomène se répète d'une façon séquentielle tant que l'outil avance.

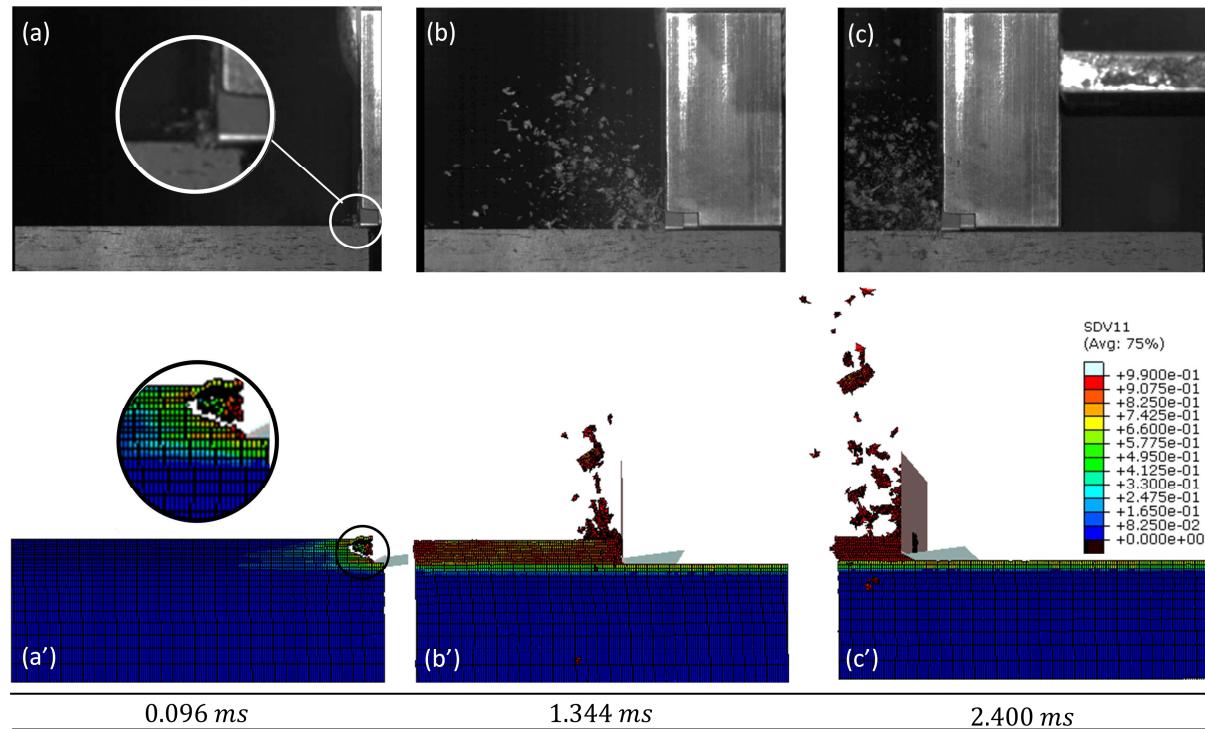


Figure 4.6. Mécanismes de formation du copeau simulés sur le Carbone/Epoxy.

Nuance revêtue PVD (GC1115) – $V_c = 50 \text{ m min}^{-1}$ – $f = 0.3 \text{ mm}$.

Alors que la phase de *flambement* pour le Verre/Epoxy est clairement identifiée, elle est très rapidement masquée pour le Carbone/Epoxy par la deuxième phase de coupe plus stable se traduisant par un "copeau" très homogène. La densité du volume de matière enlevé et la dimension de ses constituants a pu être correctement prédite par le modèle numérique comme l'on peut voir sur les images *b' et c'* de la Figure 4.6.

La densité et la taille des éléments libérés de la pièce (Figure 4.6c') seuls ou associés à d'autres éléments adjacents décrivent typiquement un copeau particulière. Malgré une discrétisation qui n'est pas très raffinée, le modèle montre une capacité remarquable quant à la distinction entre les mécanismes de formation du copeau observés dans chacun des deux matériaux étudiés. Ceci étant en corrélation avec les mécanismes réels ayant pu être mis en lumière par la caméra rapide. Un maillage plus raffiné aurait sans doute démontré davantage la performance du modèle à reproduire le processus d'enlèvement de matière.

4.1.2 Influence de l'orientation des fibres

En plus de la pertinence du couplage multiphysique, l'intérêt de cette approche réside aussi dans sa conjugaison d'une bonne fiabilité de prédiction et un gain relatif en temps de calcul face aux approches micromécaniques. Le faible rendement confirmé de ces dernières est lié aux coûts élevés dans la construction des modèles parfois trop sensibles aux paramètres d'entrée (caractéristiques de l'interface fibre-matrice) pour finalement traiter seuls des cas très particuliers. Elles sont alors non représentatives de la physique générale de la coupe malgré la précision intéressante qu'elles peuvent offrir. Bien qu'il soit de nature macroscopique de point de vue matériel, le modèle proposé permet de reproduire les mécanismes dominants à l'échelle des phases constituantes. L'intégration des énergies de rupture a permis aussi de contrôler raisonnablement l'initiation et la propagation de la fissure génératrice principale du copeau.

Afin de mettre en évidence la fiabilité du modèle proposé, une série de calculs a été lancée pour analyser la sensibilité des prédictions à l'orientation des fibres. La Figure 4.7 illustre les résultats de simulation et les images CCD associées obtenus à 0°, 45° et 90° respectivement pour le Verre/Epoxy et le Carbone/Epoxy. On peut tout d'abord souligner la différence claire en termes d'aspect du copeau obtenu dans les trois cas d'orientation. Les images de la coupe réelle mettent en évidence la diminution progressive de la taille du copeau quand l'orientation des fibres augmente. L'aspect du copeau simulé semble s'aligner sur celui des observations : en effet, le modèle reproduit les mécanismes dominants associés à la formation du copeau dans chacun des cas. Les points suivants peuvent être, par conséquent, déclinés :

- $\theta = 0^\circ$: dans ce cas, les éléments s'endommagent en nombre important en amont de l'outil. Le plan de séparation est net et la rupture est pilotée par le mode I de l'interface combiné à un *flambement* des fibres conduisant ensuite à un mécanisme de *crushing*, traduit par une rupture en mode II. On assiste au même mécanisme de formation du copeau pour les deux types de composite alors que le mécanisme de *flambement* est prépondérant dans le cas du verre/Epoxy. Ceci explique l'évolution de l'aspect du copeau simulé (voir Paragraphe 4.1.1).

- $\theta = 45^\circ$: la formation du copeau dans ce cas est contrôlée par un processus de rupture inverse en deux étapes, primaire et secondaire. On assiste alors à une rupture de la fibre en mode II, en profondeur suivie d'une décohésion le long de l'interface fibre matrice (rupture en mode I). Ce mécanisme de formation du copeau est quasi-similaire pour $15 \leq \theta \leq 75^\circ$. L'avance de l'outil génère alors à la fois un endommagement sub-surfacique et un cisaillement selon l'orientation θ . La simulation reproduit le processus d'enlèvement de matière avec une bonne similitude aux mécanismes réels (zoom Figure 4.7). Le copeau est nettement plus fragmenté que dans le cas de 0° .

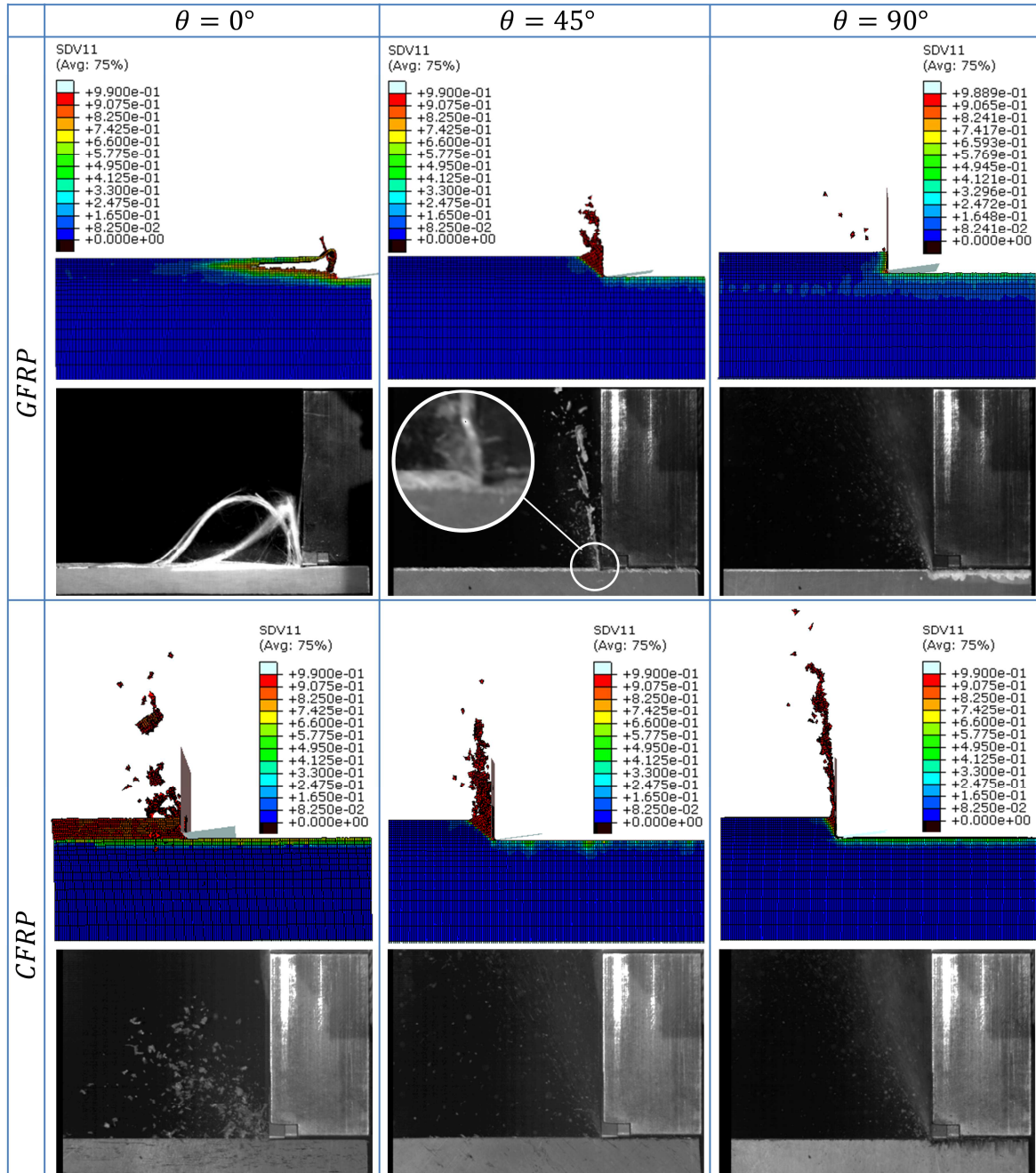


Figure 4.7. Evolution du mécanisme de formation du copeau avec l'orientation des fibres.

Nuance revêtue PVD (GC1115) – $V_c = 50 \text{ m min}^{-1}$ – $f = 0.3 \text{ mm}$.

- $\theta = 90^\circ$: la formation du copeau est pilotée dans ce cas par une rupture en mode II. Sous l'action de poussée (compression) exercée par l'outil, les fibres fléchissent et rompent

perpendiculairement à leurs axes. A la différence des résultats de simulation des autres orientations, le volume de matière enlevé dans ce cas est principalement constitué des éléments unitaires (non associés à d'autres éléments voisins) traduisant ainsi le copeau réel typiquement poudreux.

Pour les deux types des matériaux, l'endommagement sub-surfacique est très sensible à l'orientation θ ce qui affecte inévitablement l'intégrité du matériau au voisinage du plan de coupe et par conséquent les efforts développés par l'action de l'outil.

4.2 Efforts de coupe : fiabilité des prédictions

La validation de la majorité des modèles numériques micromécaniques et/ou macro-mécaniques passent forcément par la vérification de la fiabilité des prédictions des efforts de coupe. Alors qu'ils montrent une capacité incontestable dans la prédiction de la composante de coupe, les modèles proposés par la littérature [Wan-95, Aro-97, Aro-02, Nay-05b, Rao-07a, Las-09, San-10, Sol-11] présentent un handicap commun quant à la prédiction de la composante d'effort d'avance. Plusieurs raisons ont été données pour expliquer l'origine de cet écart. Dans les approches macro-mécaniques, la majorité des auteurs attribuent les écarts générés à l'hypothèse d'homogénéisation du comportement du composite. Cependant, on attribue l'inefficacité des prédictions des approches micromécaniques à la pertinence de la modélisation de l'interface fibre-matrice.

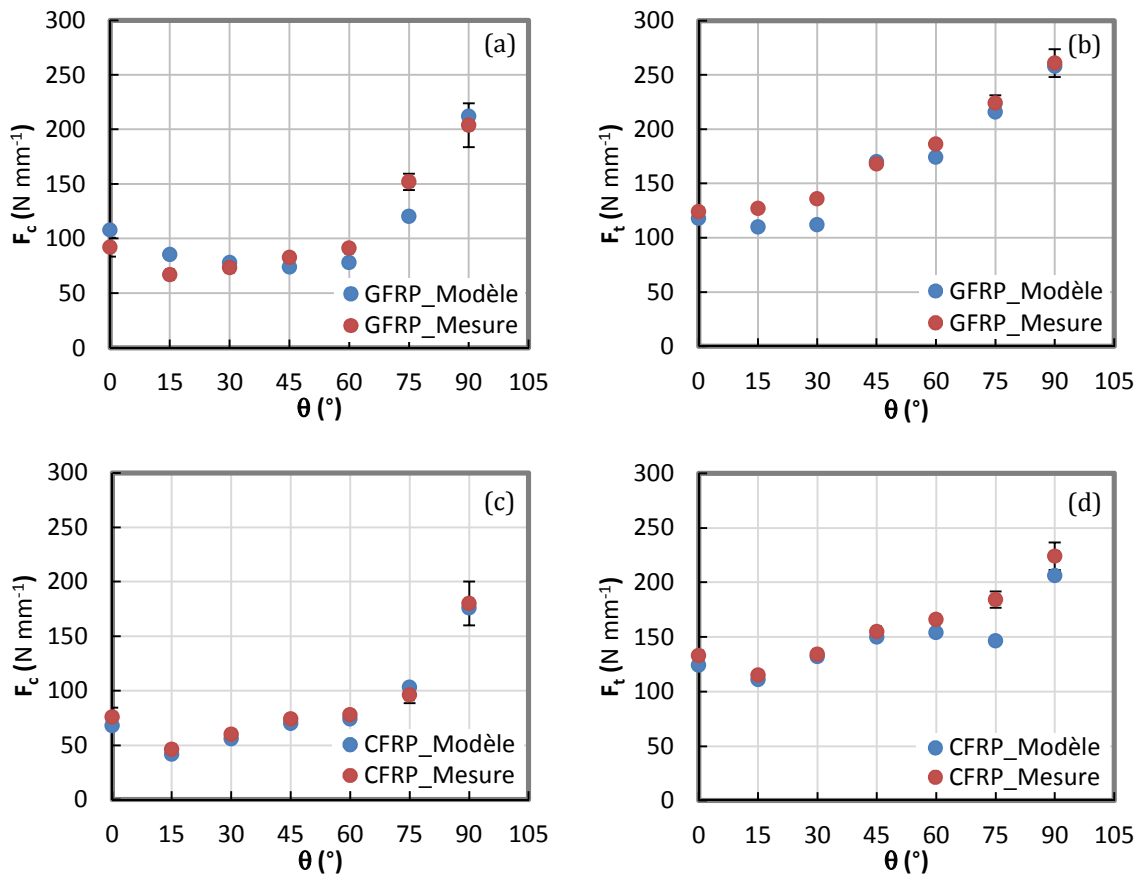


Figure 4.8. Effort de coupe en fonction de l'orientation des fibres.

(a-b) GFRP, (c-d) CFRP.

Nuance revêtue PVD (GC1115) : $V_c = 50 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$ – $f = 0.3 \text{ mm}$.

Outre quelques tentatives [Nay-05a, Mka-08, Mka-09] faisant référence à l'importance du frottement dans la modélisation de la coupe, aucun travail n'attribue explicitement les erreurs observées sur la composante d'avance à la mauvaise modélisation du contact outil-pièce.

Les prédictions obtenues par le modèle ici proposé affirment que la gestion du contact de coupe est plus que crucial dans la modélisation. Les calculs ont démontré que les efforts de coupe, notamment d'avance, varient très sensiblement avec le coefficient de frottement. Si l'on se réfère aux résultats d'essais tribologiques et de coupe conduits dans le cadre de ce travail (Chapitre II), on peut admettre la forte dépendance des prédictions aux propriétés de contact (orientation des fibres et pression de contact).

La variation des deux composantes de l'effort de coupe en fonction de l'orientation des fibres est donnée dans la Figure 4.8. Les tendances sont insensibles à la nature de la fibre : les évolutions de F_c et de F_t sont similaires pour les deux composites. Alors que l'effort d'avance varie quasi-linéairement avec θ , l'effort de coupe présente une variation non linéaire. Toutes les courbes, en adéquation avec les mesures, présentent une valeur minimale à une orientation de 15° . Ceci s'explique physiquement par l'existence d'une valeur d'énergie de coupe optimale favorisant la rupture de la fibre en mode II et la décohésion fibre-matrice. Cette valeur devrait coïncider avec la valeur d'énergie de rupture optimale nécessaire à la génération du copeau qui semble être minimale dans cette configuration de coupe. Au-delà de 15° , l'effort d'avance varie linéairement.

Les prédictions montrent une assez bonne concordance avec les mesures. Par ailleurs, les prédictions marquent des écarts relatifs pour l'effort d'avance sans pour autant affecter la tendance globale de variation. La simulation de la coupe du Verre/Epoxy conduit à des erreurs moyennes de l'ordre de 14.4% et 6.9% respectivement sur la composante F_c et la composante F_t . Les écarts moyens entre la simulation et les mesures enregistrés dans le cas de la coupe du Carbone/Epoxy sont respectivement de l'ordre de 7.2% et 6.8%.

Le couplage proposé s'appuyant sur les énergies de rupture des phases constituantes a permis de mieux traduire le phénomène de retour élastique agissant sur la face de dépouille de l'outil dont dépend l'effort d'avance. Le calcul incrémental de l'endommagement, notamment de la phase fibre, a permis de mieux estimer les champs mécaniques (contraintes et déformations) dues aux sollicitations locales et par conséquent à gérer les forces de réactions à l'interface outil-pièce. Le niveau de corrélation entre les résultats de calcul et les mesures a démontré la nécessité évidente d'un management pertinent des conditions à l'interface outil-pièce pour étudier le comportement de la coupe.

Les mesures comme les prédictions conduisent à des valeurs d'efforts relativement plus élevées dans le cas du composite Verre/Epoxy. Ceci est principalement dû aux propriétés à la rupture relativement élevées du Verre/Epoxy. Les résistances à la compression ($\sigma_{0,1}^c$) et au cisaillement (S_{12}^f) de celui-ci sont notamment plus grandes que celles du Carbone/Epoxy (voir Tableau 2.2, Chapitre II). Notons que durant la coupe, le matériau est essentiellement sollicité en compression et en cisaillement. Les sollicitations en traction sont trop faibles pour dominer le comportement global. Cependant, les valeurs maximales des efforts sont obtenues pour une coupe perpendiculaire à l'orientation des fibres. Dans cette configuration, l'outil est censé opérer contre le plus grand nombre des fibres. L'énergie spécifique de coupe devrait alors être suffisante pour créer l'équilibre avec l'action des fibres soumises aux sollicitations. L'outil est ainsi contraint à développer un effort de coupe à l'image de la réaction du paquet des fibres en amont afin de pouvoir les sectionner. Dans ce cas, les fibres sont sollicitées à une compression

excessive qui va les contraindre à fléchir dans le sens de coupe avant d'être coupées ce qui explique l'amplitude de la composante de coupe (Figure 4.8a et c). Une fois leur déformation critique est atteinte, elles rompent successivement en mode II permettant ainsi à l'outil d'avancer. Comme les fibres sont de diamètre relativement petit, la rupture transversale et rapide du premier paquet de fibres en contact avec l'outil transmettant quasi-instantanément les charges aux fibres du second paquet. La fissure dans la direction de la coupe est généralement très courte. La coupe se traduit alors par une série de ruptures des fibres de paquet en paquet alors que l'outil avance.

Après être sectionnées, les fibres reprendront leur position droite donnant lieu ainsi à un retour élastique opérant sur la face de dépouille de l'outil, une fois ce dernier est au passage juste au-dessus. La rupture fragile ayant lieu en aval génère généralement des faciès rompus des fibres avec suffisamment d'acuités pour induire de l'abrasion dans la face de dépouille (voir Paragraphe 5, Chapitre II). Le retour élastique est d'autant plus intense que l'orientation est proche de 90° ce qui explique l'évolution monotone de la composante d'avance au-delà de 15° (Figure 4.8b et d). Le mode de sollicitation des fibres durant la coupe contrôle en plus la propagation de la fissure dans la pièce, entre autres, la décohésion à l'interface fibre-matrice générant ainsi des localisations d'endommagements.

4.3 Analyse de l'endommagement

L'endommagement des structures composites constitue un critère décisif pour l'appréciation de la qualité mécanique de la pièce. Les travaux de Ghidossi et al. [Ghi-04, Ghi-06] ont mis en évidence la sensibilité de la résistance de la pièce à l'intégrité de la surface usinée. Des conditions de coupe inadaptées conduisent systématiquement à des singularités géométriques, vecteurs des amorces des fissures sous chargement.

Il est communément admis que les conditions de coupe optimales ne peuvent se traduire par un seul critère d'effort minimum, frottement minimum, usure minimale, etc., mais résulte plutôt de la combinaison de tous ceux-ci. Il a fallu alors choisir le critère le plus fiable pour qualifier le composite usiné. L'endommagement induit par l'outil dépend particulièrement des propriétés des phases constituantes, et notamment, des conditions de cohésion à l'interface fibre-matrice.

Les résultats de prédiction de l'endommagement maximal associés au Verre/Epoxy et au Carbone/Epoxy sont présentés respectivement dans les évolutions de la Figure 4.9a et c. La valeur rapportée en fonction de l'orientation des fibres correspondent à la profondeur maximale de la fissure vis-à-vis du plan de coupe telle que illustrée sur les images de la Figure 4.9b et d. La simulation conduit à une tendance type en accord avec les travaux de la littérature [Nay-05a, Nay-05b, Mka-09]. Les observations vidéos ont mis en évidence la variation quasi-monotone de l'intensité de l'endommagement avec l'orientation θ . Cependant, les analyses expérimentales conduites dans le cadre de cette étude pour estimer l'état de l'endommagement de la pièce ont été restreintes aux appréciations qualitatives. Aucune mesure *normalisée* n'a fait l'objet d'investigation approfondie de l'endommagement.

Une interprétation physique des prédictions a été néanmoins effectuée. Les valeurs prédites font rappeler l'allure d'évolution d'effort de coupe discuté plus haut. Les valeurs minimales sont localisées dans l'intervalle de faibles orientations ($\theta \leq 0^\circ$) quelle que soit la nature de la fibre. Par ailleurs, l'endommagement maximum est identifié à une orientation des fibres de 90°

révélateur de décohésion significatif à l'interface fibre-matrice. En effet, le fléchissement excessif des fibres contraintes en amont de l'outil induit un cisaillement inévitable de l'interface conduisant à un glissement relatif entre ceux-ci. La séparation locale et progressive des deux phases par l'action de l'avance de l'outil décrit la propriété de la fissure et sa vitesse de propagation dans le composite. Ces constatations croisent les résultats de modélisation micromécanique publiés par Rao et al. [Rao-07a, Rao-07b] où les auteurs démontrent que la position de l'amorce de la fissure transversale (rupture en mode II des fibres) se déplace par rapport au plan de coupe en fonction de l'orientation θ .

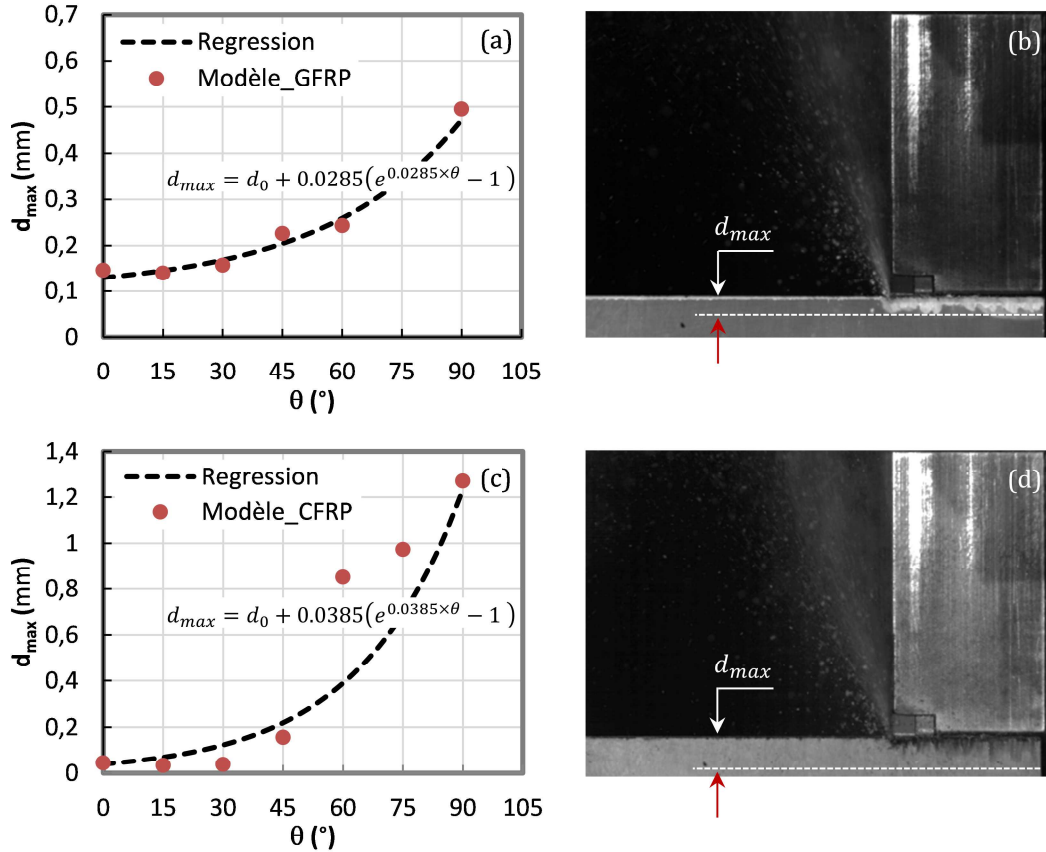


Figure 4.9. Evolution de l'endommagement maximal en fonction de l'orientation des fibres.

(a-b) Verre/Epoxy, (b-c) Carbone/Epoxy.

$$(d_{max} = \max\{d_{ij}\}_{i=1,2;j=1,2;j \geq i}).$$

L'extrapolation des valeurs relevées a permis de modéliser la variation de l'endommagement par une fonction empirique de type exponentielle dont les constantes dépendent de la nature de la fibre. La loi proposée est de forme générale suivante :

$$d_{max} = d_0 + a.(e^{a.\theta} - 1) \quad (4.1)$$

d_0 est l'endommagement minimal obtenu à une orientation des fibres nulle. a est une constante dépendant du matériau (nature de la fibre) à déterminer expérimentalement. Les valeurs déterminées pour la constante a sont données sur les équations illustrées respectivement sur les courbes de lissage. Notons que $a \sim \frac{1}{10} f$.

Alors que les variations de la Figure 4.9a et c présentent des allures très similaires et des extrêmes aux mêmes orientations des fibres (valeurs minimales à $\theta = 0^\circ$ – valeurs maximales à

$\theta = 90^\circ$), les prédictions montrent par ailleurs que l'endommagement induit par la coupe du Carbone/Epoxy est nettement plus élevé que celui induit par la coupe du Verre/Epoxy et ce quel que soit l'angle d'orientation. De plus, la différence entre les plages de variation de 0° à 90° est significative : on note un rapport $\left(\frac{a_{max}^{90^\circ}}{a_{max}^{0^\circ}}\right)$ avoisinant 3.6 pour le Verre/Epoxy et 30.8 pour le Carbone/Epoxy. Cet écart est attribué en grande partie (i) au pouvoir adhésif de la fibre pour s'associer à la matrice et (ii) à l'aptitude de déformation en flexion de la phase fibre qui contrôle le trajet de glissement à l'interface et par conséquent, la dimension de la fissure résultants. Malgré la vulnérabilité de la fibre de Carbone à la rupture fragile, le retour élastique provoqué à orientations élevées est sévère et contribue pour favoriser davantage la propagation de la fissure par effet de vibration à la racine de la fibre.

5 Conclusion

L'analyse des résultats de prédiction par référence aux observations de la caméra rapide et les données d'acquisition numériques ont permis d'apprécier la fiabilité du modèle proposé. Les hypothèses retenues dans le développement de l'approche de couplage élasticité-rupture-endommagement montrent une assez bonne adéquation avec les mécanismes physiques mis réellement en jeu lors de la coupe. L'étude de deux types de matériaux différents a été tout à fait profitable pour une plus large validation des résultats de simulation numérique. Outre sa nécessité, l'analyse présentée dans le présent chapitre complète le plan d'essais initialement lancé (voir Paragraphes 5.5 et 5.6, [Chapitre III](#)) pour tester le potentiel prédictif et la bonne construction du modèle. Les points suivants peuvent être particulièrement soulignés :

- les résultats numériques ont confirmé la capacité du modèle à reproduire le processus d'enlèvement de matière. L'étude des mécanismes de formation du copeau a ainsi démontré la pertinence du couplage entre la mécanique de la rupture et la mécanique de l'endommagement continu *progressif* ;
- la sensibilité du comportement en coupe à l'orientation des fibres communément admis dans la littérature abondante et justifiée dans le cadre de ce travail par les essais de coupe a pu être simulée et prouvée numériquement pour les deux matériaux étudiés ;
- le potentiel du modèle à conjuguer une bonne prédiction de deux composantes d'efforts (réponse macro-mécanique) et une génération d'un copeau libre (processus d'ordre micromécanique) dont la dimension dépend de l'orientation des fibres met davantage en valeur l'approche proposée ;
- la description des variables d'endommagement propres aux sollicitations locales admises par l'outil a constitué une bonne voie vers la prédiction pertinente de l'intégrité de la pièce finie. La contribution du phénomène du retour élastique a été en outre interprétée par le biais des tendances d'efforts d'avance et de la signature d'endommagement maximum induit.

Conclusion Générale et Perspectives

1 Conclusion générale

Le travail mené dans le cadre de cette thèse cible le développement d'un modèle numérique pertinent capable de simuler les phénomènes multiples et complexes mis en jeu lors de la coupe des CMP. Les conclusions associées aux différentes tâches d'études conduites dans ce projet de thèse peuvent être déclinées comme suit.

La revue bibliographique de différentes approches et échelles d'études a permis (i) de dégager les verrous scientifiques d'actualité liés à la coupe des CMP et, par conséquent, (ii) d'identifier les phénomènes majeurs contrôlant le comportement du composite sensiblement aux conditions de coupe. L'analyse de différentes techniques et méthodes de modélisation numériques de la littérature a pu démontrer leurs limitations liées principalement à l'utilisation des modèles très simplistes pour décrire le comportement et à la négligence des propriétés de l'interface outil-pièce dans les études effectuées. Les coûts élevés des approches expérimentales et les limites manifestes des approches analytiques proposées à reproduire la physique de la coupe ont ainsi constitué la réelle motivation des choix d'études entrepris dans ce travail. L'approche numérique est alors privilégiée pour sa capacité à modéliser les rhéologies complexes des phénomènes multiples mis en jeu par le biais d'un couplage multiphysique fort.

1.1 Points forts d'originalité

L'approche repose fondamentalement sur un couplage multiphysique fort alliant la mécanique de l'endommagement et la mécanique de la rupture par le biais du triptyque "*élasticité-endommagement-rupture*". Scientifiquement, la présente tentative de modélisation peut être distinguée à travers les points d'originalité de premier ordre suivants :

- l'exploitation d'une loi d'endommagement continu "progressif" s'appuyant sur les énergies réelles de rupture de chacune des phases constituantes du composite (la fibre, la matrice, et l'interface) ;
- la gestion avancée du contact outil-pièce en corrélation avec les propriétés de la structure du composite (orientation et nature des fibres) étudiée et les conditions tribologiques locales à l'interface (pression de contact) ;
- la considération, même s'ils n'ont pas été exploités par manque de données, des effets confirmés de viscosité en cisaillement. Par alignement à la littérature, les effets de viscosité ont été ignorés dans la modélisation des autres configurations de sollicitations ;
- la modélisation du processus physique conduisant à la formation explicite d'un "copeau" composite dont les spécificités associées (nature 'continu ou poudreux', taille, trajectoire de fissuration, mode de séparation, etc.) sont sensiblement tributaires des conditions opératoires. L'enlèvement effectif de la matière est contrôlé par les énergies seuil de rupture permettant numériquement de détecter la position et l'orientation de rupture par les algorithmes appropriés.

1.2 Stratégie d'étude adoptée

En l'absence manifeste des données dans la littérature, il a fallu procéder tout d'abord par une analyse expérimentale fine et multiéchelle des mécanismes élémentaires agissant sur le comportement du matériau pour pouvoir identifier les paramètres nécessaires au calcul. A cet objet, une caractérisation rigoureuse de deux composites types, à savoir le Verre/Epoxy et le Carbone/Epoxy a été en effet conduite à trois échelles d'études :

- une étude macro-mécanique d'ordre "volumique" visant la caractérisation mécanique des propriétés élastiques, de rupture et d'endommagement : des campagnes d'essais monotones normalisés ont été ainsi réalisés en régime quasi-statique afin d'identifier les lois décrivant le couplage constitutif du modèle ;
- une étude mésoscopique d'ordre "surfactive" ciblant la caractérisation du frottement apparent à l'interface outil-pièce en fonction des conditions locales du contact : des séries de tests tribométriques ont été conduites à la fois sur l'AFM (Scratch Test) et sur un dispositif ouvert instrumenté (Test Tribométrique cylindre-plan). Les résultats des deux types d'essais ont été corrélés avec les conditions du contact en coupe afin d'établir la variation de différentes quantités de frottement (frottement adhésif et frottement intrinsèque) agissant en opération de fabrication réelle. Les campagnes de tests tribométriques réalisés ont ainsi servi à établir une loi de frottement généralisée (loi quadratique) traduisant les conditions extrêmes de coupe et capable d'assurer une meilleure gestion de contact à l'interface dans le modèle numérique développé ;
- une étude micromécanique visant la compréhension approfondie des mécanismes à la fois "surfactive" et "volumiques" élémentaires dans le but de les modéliser de la façon la plus physique possible : des analyses microscopiques ont été particulièrement réalisées sur le MEB pour identifier le plus finement possible les mécanismes dominants le comportement tribologique de l'interface. Une attention particulière a été portée aux modes actifs d'usure, leur évolution et leurs conséquences sur le couple outil-matière.

Sur le plan de développement numérique, la conjugaison de ces expertises a été tout à fait profitable pour la formulation du couplage multiphysique. Celle-ci a été par la suite établie à la lumière de différents phénomènes physiques observés et émanant de la coupe des CMP, notamment, la rupture et l'endommagement développés. L'approche incrémentale décrite par les routines utilisateur de type VUMAT et VFRIC en association avec des algorithmes de résolution numérique, notamment, *l'algorithme de la section d'or*, est développée selon le schéma d'intégration explicite dans le but de remédier aux problèmes de convergences souvent rencontrés dans les schémas implicites. Elle permet de reproduire les mécanismes réels de rupture tout en tenant compte de leur nature multiphysique. Une réflexion particulière a été menée pour décrire pertinemment les critères de rupture traduisant la phase d'initiation et de propagation de la fissure : Les critères de rupture binaires ont été abandonnés au profit d'un concept d'endommagement progressif, dont l'évolution est contrôlée dans chacune des phases constituantes par l'énergie réelle de rupture. Cette nouvelle approche est non seulement plus physique, mais également plus robuste pour s'affranchir des problèmes d'effets d'échelle. La dépendance entre la taille des mailles et l'état de contraintes a été résolue au moyen de la longueur caractéristique. Ce paramètre numérique permet de lier l'énergie de rupture surfactive déterminée expérimentalement à l'énergie volumique calculée numériquement. Le

modèle proposé a été développé à l'échelle macro-mécanique en trois dimensions afin (i) de simuler des géométries complexes, et (ii) de modéliser le délaminage et les déformations hors plan fortement présents en coupe. Le modèle a été ensuite validé sur un seul élément fini représentatif du matériau pour tester sa fiabilité à prédire l'initiation, l'évolution et l'irréversibilité de l'endommagement dans les différents modes de sollicitations. Les tests de fiabilité ont été ensuite conduits sur des essais standards afin de démontrer l'aptitude du modèle à identifier la position et l'orientation de la rupture (la fissure). Les prédictions ont montré une très bonne concordance avec les mécanismes réels de rupture observés sous sollicitations simples. Ayant été validée par différentes séries de tests numériques, elle constitue :

- un prédicteur robuste, capable de reproduire le processus d'enlèvement de matière en adéquation avec la physique de la coupe. Désormais, la simulation numérique de la coupe n'est plus restreinte à la prédiction des mécanismes uniquement en action séparée mais le comportement global où tous les phénomènes peuvent interagir en synergie ;
- un modèle capable de reproduire pertinemment la morphologie du "copeau" en fonction des sollicitations volumiques et surfaciques locales. En effet, le modèle proposé permet de former un copeau de nature "continu" ou "poudreux" dont la taille et la direction d'évacuation est en bonne concordance avec le "copeau" réel ;
- à la différence des modèles proposés dans la littérature, un modèle alliant la prédiction des mécanismes micromécaniques (localisation de déformation, de rupture, champs de contraintes, etc.) et réponses macro-mécaniques (endommagements subsurfaciques, efforts de coupe, etc.) et ce en fonction des conditions de coupe utilisées.

2 Perspectives

L'analyse critique du modèle proposé dans le cadre de ce travail permet de dégager deux types de perspectives majeures que l'on peut classer dans les points suivants :

■ Des perspectives "directes"

Elles sont associées à la finalisation des campagnes d'essais de caractérisations afin de pouvoir compléter les données d'entrée et finaliser la validation du schéma numérique proposé. Les actions d'améliorations futures pouvant être entreprises à court termes peuvent être déclinées dans trois axes principaux suivants de développement :

- le premier concerne la caractérisation du comportement viscoélastique du composite. Des essais normalisés en dynamique rapide permettant de déterminer les propriétés physiques à grande vitesse de déformation seraient sans doute de grand intérêt pour une simulation davantage pertinente des opérations réelles de coupe ;
- le deuxième concerne la caractérisation de la thermique de la coupe et ses effets sur le comportement du système outil-pièce, notamment, l'évolution des propriétés thermomécaniques des phases constituantes et la gestion de contact à l'interface. Il serait alors fort intéressant d'étudier la sensibilité du frottement à la vitesse de glissement au

point de contact en fonction des conditions locales. Dans ce cas, le couplage multiphysique purement mécanique proposé devrait être revu pour éventuellement intégrer les effets de génération et de dissipation de chaleur ;

- L'utilisation de nouvelles méthodes de calcul, notamment les méthodes sans maillage, constitue le troisième axe de perspective potentielle. La méthode particulière (Smoothed Particle Hydrodynamics), ayant récemment démontré un très bon potentiel pour modéliser les copeaux segmentés, semble constituer également une alternative numérique non négligeable pour la simulation du processus d'enlèvement de matière dans le cas des CMP. Grâce à la représentation purement nodale, il est possible de reproduire la morphologie du "copeau" poudreux.

■ *Des perspectives "indirectes"*

Elles sont plutôt liées à la validation plus poussée de l'approche proposée, jusqu'au là restreinte à la simulation de la coupe orthogonale. Il serait alors intéressant d'étudier la pertinence du couplage multiphysique dans la simulation des cas de coupe tridimensionnelle, notamment, le perçage des composites unidirectionnels et multidirectionnels. Cette analyse pourrait être conduite à moyen terme dans le cadre des travaux de thèse de J. Xu, démarrés en septembre 2013, et portant sur le perçage des assemblages Titane/Composite [J. Xu, *Modélisation micromécanique du perçage des composites hybrides : Etude des mécanismes contrôlant le comportement de l'interface Titane/composites lors de la coupe*].

Références bibliographiques

- [Aba-12] Simulia, Abaqus theory manual (version 6.11). *DS Corporation*: France, 2012.
- [Abr-07] A.M. Abrão, P.E. Faria, J.C. Campos Rubio, P. Reis, J.P. Davim. Drilling of fiber reinforced plastics: A review. *J. Mater. Process. Technol.* (2007);**186**:1–7.
- [Abr-08] A.M. Abrão, J.C.C. Rubio, P.E. Faria, J.P. Davim. The effect of cutting tool geometry on thrust force and delamination when drilling glass fibre reinforced plastic composite. *Mater. Design* (2008);**29**:508–513.
- [Ada-11] M. Adam-Khan, A.S. Kumar. Machinability of glass fibre reinforced plastic (GFRP) composite using alumina-based ceramic cutting tools. *J. Manufact. Process.* (2011);**13**:67–73.
- [Alt-00] Y. Altintas, Manufacturing automation, *Cambridge University Press*, 2000.
- [An-97] S.O. An, E.S. Lee, S.L. Noh. A study on the cutting characteristics of glass fiber reinforced plastics with respect to tool materials and geometries. *J. Mater. Process. Technol.* (1997);**68**:60–67.
- [Aoy-01] E. Aoyama, H. Nobe, T. Hirogaki. Drilled hole damage of small diameter drilling in printed wiring board. *J. Mater. Process. Technol.* (2001);**118**:436–441.
- [Aro-96] D. Arola, M. Ramulu, D.H. Wang. Chip formation in orthogonal trimming of graphite/epoxy composite. *Compos. Part A–Appl. Sci.* (1996);**27**:121–133.
- [Aro-97] D. Arola, M. Ramulu. Orthogonal cutting of fiber-reinforced composites: A finite element analysis. *Int. J. Mech. Sci.* (1997);**39**:197–613.
- [Aro-02] D. Arola, M.B. Sultan, M. Ramulu. Finite element modeling of edge trimming fiber reinforced plastics. *J. Manuf. Sci. Eng–T ASME* (2002);**124**:32–41.
- [Aru-06] S. Arul, L. Vijayaraghavan, S.K. Malhotra, R. Krishnamurthy. The effect of vibratory drilling on hole quality in polymeric composites. *Int. J. Mach. Tool. Manu.* (2006);**46**:252–259.
- [Bal-12] B. Balamugundan, L. Karthikeyan, V.S. Senthilkumar. Multi characteristics optimization during milling of friction stir processed glass fiber reinforced plastic composites. *Procedia Eng.* (2012);**38**:1276–1285.
- [Ben-14] A. Ben Soussia, A. Mkaddem, M. El Mansori. Rigorous treatment of dry cutting of FRP – Interface consumption concept: A review. *Int. J. Mech. Sci.* (2014);**83**:1–29.
- [Ber-92] J.M. Berthelot. Matériaux composites : Comportement mécanique et analyse des structures. *TEC & DOC* (4^{ème} éd.): France, 1992.
- [Bha-95] N. Bhatnagar, N. Ramakrishnan, N.K. Naik, R. Komanduri. On the machining of fiber reinforced plastic (FRP) composite laminates. *Int. J. Mach. Tool. Manu.* (1995);**35**:701–716.
- [Bha-04] N. Bhatnagar, D. Nayak, I. Singh, H. Chouchan, P. Mahajan. Determination of machining-induced damage characteristics of fiber reinforced plastic composite laminates. *Mater. Manuf. Process.* (2004);**19**:1009–1023.
- [Bon-10] C. Bonnet. Compréhension des mécanismes de coupe lors du perçage à sec de l'empilage Ti6Al4V/Composite fibre de carbone. *Thèse de doctorat* : Arts et Métiers ParisTech, 2010.
- [Cal-12] K.A. Calzada, S.G. Kapoor, R.E. Devor, J. Samuel, A.K. Srivastava. Modeling and interpolation of fiber orientation-based mechanisms in machining of carbon fiber-reinforced polymer composites. *J. Manufact. Process.* (2012);**14**:141–149.

- [Cap-04] E. Capello. Workpiece damping and its effect on delamination damage in drilling thin composite laminates. *J. Mater. Process. Technol.* (2004);**148**:186–195.
- [Cap-96] G. Caprino, I. De Iorio, L. Nele, L. Santo. Effect of tool wear on cutting forces in the orthogonal cutting of unidirectional glass fibre-reinforced plastics. *Compos. Part A–Appl. Sci.* (1996);**27**:409–415.
- [Cha-88a] J.L. Chaboche. Continuum damage mechanics. Part I: General concepts. *J. Appl. Mech.–T ASME* (1988);**55**:59–64.
- [Cha-88b] J.L. Chaboche. Continuum damage mechanics. Part II: Damage growth, crack initiation and crack growth. *J. Appl. Mech.–T ASME* (1988);**55**:65–72.
- [Cha-89] J.L. Chaboche, K. Saanouni, P.M. Lesne. On the creep crack-growth prediction by non-local damage formulation. *Eur. J. Mech.–A Solid.* (1989);**8**:437–459.
- [Cha-06] C.S. Chang. Turning of glass-fiber reinforced plastics materials with chamfere main cutting edge carbide tools, *J. Mater. Process. Technol.* (2006);**180**:117–129.
- [Che-97] W.C. Chen. Some experimental investigations in the drilling of carbon fiber-reinforced plastic (CFRP) composite laminates. *Int. J. Mach. Tool. Manu.* (1997);**37**:1097–1108.
- [Cla-85] N. Claussen. Strengthening strategies for ZrO₂-toughened ceramics at high temperatures. *Mater. Sci. Eng.* (1985);**71**:23–28.
- [Dan-78] I.M. Daniel, T. Liber. Testing of fiber composites at high strain rates. In: Noton R. (Eds), *2nd International Conference on Composite Materials*, Toronto–Canada, 1978, p. 1003–1118.
- [Dav-03a] J.P. Davim, P. Reis. Drilling carbon fiber reinforced plastics manufactured by autoclave – experimental and statistical study. *Mater. Design.* (2003);**24**:315–324.
- [Dav-03b] J.P. Davim, P. Reis. Study of delamination in drilling carbon fiber reinforced plastics (CFRP) using design experiments. *Compos. Struct.* (2003);**59**:481–487.
- [Dav-03c] J.P. Davim, P. Reis, V. Lapa, C.C. António. Machinability study on polyetheretherketone (PEEK) unreinforced and reinforced (GF30) for applications in structural components. *Compos. Struct.* (2003);**62**:67–73.
- [Dav-04a] J.P. Davim, P. Reis, C.C. António. Experimental study of drilling glass fiber reinforced plastics (GFRP) manufactured by hand lay-up. *Compos. Sci. Technol.* (2004);**64**:289–297.
- [Dav-04b] J.P. Davim, P. Reis, C.C. António. A study on milling glass reinforced plastics manufactured by hand-lay-up using statistical analysis (ANOVA). *Compos. Struct.* (2004);**64**:493–500.
- [Dav-04c] J.P. Davim, P. Reis, C.C. Antonio. Drilling fiber reinforced plastics (FRPs) manufactured by hand lay-up: Influence of matrix (Viapal VUP 9731 and ATLAC 382-05). *J. Mater. Process. Technol.* (2004);**155–156**:1828–1833.
- [Dav-05a] J.P. Davim, P. Reis. Damage and dimensional precision on milling carbon fiber-reinforced plastics using design experiments. *J. Mater. Process. Technol.* (2005);**160**:160–167.
- [Dav-05b] J.P. Davim, F. Mata. A new machinability index in turning fiber reinforced plastics. *J. Mater. Process. Technol.* (2005);**170**:436–440.
- [Dav-07] J.P. Davim, J.P. Rubio, A.M. Abrão. A novel approach based on digital image analysis to evaluate the delamination factor after drilling composites laminates. *Compos. Sci. Technol.* (2007);**67**:1939–1945.

- [Dav-09] J. P. Davim, L. R. Silva, A. Festas, A.M. Abrão. Machinability study on precision turning of PA66 polyamide with and without glass fiber reinforcing. *Mater. Design.* (2009);**30**:228–234.
- [Don-08] M.V. Donadon, L. Iannucci, B.G. Falzon, J.M. Hodgkinson, S.F.M. de Almeida. A progressive failure model for composite laminates subjected to low velocity impact damage. *Comput. Struct.* (2008);**86**:1232–1252.
- [Don-09] M.V. Donadon, S.F. de Almeida, M.A. Arbelo, A.R. de Faria. A Three-dimensional ply failure model for composite structures. *Int. J. Aerospace Eng.* (2009);**2009**:1–22.
- [Dur-08] L.M.P. Durão, M.F.S.F. de Moura, A.T. Marques. Numerical prediction of delamination onset in carbon/epoxy composites drilling. *Eng. Fract. Mech.* (2008);**75**:2767–2778.
- [Dur-10] L.M.P. Durão, D.J.S. Gonçalves, J.M.R.S. Travares, V.H.C. de Albuquerque, A.A. Vieira, T. Marques. Drilling tool geometry evaluation for reinforced composite laminates. *Compos. Struct.* (2010);**92**:1545–1550.
- [Ene-01] E.U. Enemuoh, A.S. El-Gizawy, A.C. Okafor. An approach for development of damage-free drilling of carbon fiber reinforced thermosets. *Int. J. Mach. Tool. Manu.* (2001);**41**:1795–1814.
- [Eve-71] G.C. Everstine, T.G. Rogers. Theory of machining of fiber-reinforced materials. *J. Compos. Mater.* (1971);**5**:94–106.
- [Fal-11a] B.G. Falzon, P. Apruzzese. Numerical analysis of intralaminar failure mechanisms in composite structures. Part I: FE implementation, *Compos. Struct.* (2011);**93**:1039–1046.
- [Fal-11b] B.G. Falzon, P. Apruzzese. Numerical analysis of intralaminar failure mechanisms in composite structures. Part II: Applications, *Compos. Struct.* (2011);**93**:1047–1053.
- [Far-09] A. Faraz, D. Biermann, K. Weinert. Cutting edge rounding: An innovative tool wear criterion in drilling CFRP composite laminates. *Int. J. Mach. Tool. Manu.* (2009);**49**:1185–1196.
- [Fer-06] M. Fernandes, C. Cook. Drilling of carbon composites using a one shot drill bit. Part I: Five stage representation of drilling and factors affecting maximum force and torque. *Int. J. Mach. Tool. Manu.* (2006);**46**:70–75.
- [Fer-99] J.R. Ferreira, N.L. Coppini, G.W.A. Miranda. Machining optimization in carbon fibre reinforced composite materials. *J. Mater. Process. Technol.* (1999);**92–93**:135–140.
- [Fer-01] J.R. Ferreira, N.L. Coppini, F.L. Neto. Characteristics of carbon-carbon composite turning. *J. Mater. Process. Technol.* (2001);**109**:65–71.
- [Fit-05] J. Fitoussi, F. Meraghni, Z. Jendli, G. Hug, D. Baptiste. Experimental methodology for high strain-rates tensile behaviour analysis of polymer matrix composites. *Compos. Sci. Technol.* (2005);**65**:2174–2188.
- [Fra-96] C.D. Francia, T.C. Wand, R.O. Claus. The single-fiber pullout test 1: Review and interpretation. *Compos. Part A–Appl. Sci.* (1996);**27**:597–612.
- [Fra-11] V. Franke. Drilling of long fiber reinforced thermoplastics – Influence of the cutting edge on the machining results. *CIRP Ann.–Manuf. Techn.* (2011);**60**:65–68.
- [Gai-08] V.N. Gaitonde, S.R. Karnik, J.C. Rubio, A.E. Correia, A.M. Abrão, J.P. Davim. Analysis of parametric influence on delamination un high-speed drilling of carbon fiber reinforced plastic composites. *J. Mater. Process. Technol.* (2008);**203**:431–438.
- [Gay-91] D. Gay. Matériaux composites. *Hermès/Lavoisier* (3^{ème} éd.) : France, 1991.

- [Ghi-04] P. Ghidossi, M. El Mansori, F. Pierron. Edge machining effects on the failure of polymer matrix composite coupons. *Compos. Part A–Appl. Sci.* (2004);**35**:989–999.
- [Ghi-06] P. Ghidossi, M. El Mansori, F. Pierron. Influence of specimen preparation by machining on the failure of polymer matrix off-axis tensile coupons. *Compos. Sci. Technol.* (2006);**66**:1857–1872.
- [Gur-10] S. Gururaja, M. Ramulu. Analytical formulation of subsurface stresses during orthogonal cutting FRPs. *Compos. Part A–Appl. Sci.* (2010);**41**:1164–1173.
- [Has-80] Z. Hashin. Failure criteria for unidirectional fiber composites. *J. Appl. Mech.–T ASME* (1980);**47**:329–334.
- [Hil-76] A. Hillerborg, M. Modeer, P.E. Petersson. Analysis of crack formation and crack growth in concrete by means of fracture mechanics and finite elements. *Cement Concrete Res.* (1976);**6**:773–782.
- [Hin-11] W. Hintze, D. Hartmann, C. Schütte. Occurrence and propagation of delamination during the machining of carbon fibre reinforced plastics (CFRPs) – An experimental study. *Compos. Sci. Technol.* (2011);**71**:1719–1726.
- [Hoc-03] H. Hocheng, C.C. Tsao. Comprehensive analysis of delamination in drilling of composite materials with various drill bits. *J. Mater. Process. Technol.* (2003);**140**:335–339.
- [Hoc-93] H. Hocheng, H.Y. Puw, Y.Huang. Preliminary study on milling of unidirectional carbon fibre-reinforced plastics. *Compos. Manuf.* (1993);**4**:103–108.
- [Hoc-05] H. Hocheng, C.C. Tsao. The path towards delamination-free drilling of composite materials. *J. Mater. Process. Technol.* (2005);**167**:251–264.
- [Hoc-06] H. Hocheng, C.C. Tsao. Effects of special drill bits on drilling-induced delamination of composite materials. *Int. J. Mach. Tool. Manu.* (2006);**46**:1403–1416.
- [Ian-06a] L. Iannucci, J. Ankersen. An energy based damage model for thin laminated composites. *Compos. Sci. Technol.* (2006);**66**:934–951.
- [Ian-06b] L. Iannucci, M.L. Willows. An energy based damage mechanics approach to modelling impact onto woven composite materials. Part I: Numerical models. *Compos. Part A–Appl. Sci.* (2006);**37**:2041–2056.
- [Ian-07] L. Iannucci, M.L. Willows. An energy based damage mechanics approach to modelling impact onto woven composite materials: Part II: Experimental and numerical results. *Compos. Part A–Appl. Sci.* (2007);**38**:540–554.
- [Ili-10a] D. Iliescu, D. Gehin, M.E. Gutierrez, F. Girot. Modeling and tool wear in drilling of CFRP. *Int. J. Mach. Tool. Manu.* (2010);**50**:204–213.
- [Ili-10b] D. Iliescu, D. Gehin, I. Iordanoff, F. Girot, M.E. Gutiérrez. A discrete element method for the simulation of CFRP cutting. *Compos. Sci. Technol.* (2010);**70**:73–80.
- [Jah-10] A.S. Jahromi, B. Bahr. An analytical method for predicting cutting forces in orthogonal machining of unidirectional composites. *Compos. Sci. Technol.* (2010);**70**:2290–2297.
- [Jos-01] S. Jose, R.R. Kumar, M.K. Jana, G.V. Rao. Intralaminar fracture toughness of a cross-ply laminate and its constituent sub-laminates. *Compos. Sci. Technol.* (2001);**61**:1115–1122.
- [Kac-58] L.M. Kachanov. Time of rupture process under creep conditions. *Izy Akad Nank SSR Otd Tech Nauk* (1958);**8**:26–31.

- [Kac-86] L.M. Kachanov. Introduction to Continuum Damage Mechanics. *Kluwer Academic Publishers*: USA, 1986.
- [Kal-10] D. Kalla, J. Seikh-Ahmed, J. Twomey. Prediction of cutting forces in helical end milling fiber reinforced polymers of cutting. *Int. J. Mach. Tool. Manu.* (2010);**50**:882–891.
- [Kan-91] T. Kaneeda. CFRP cutting mechanism: Effects of tool edge roundness and relief angle on cutting phenomena. *Seimitsu Kogaku Kaishi-T JSPE* (1991);**57**:491–496.
- [Kar-08] S.R. Karnik, V.N. Gaitonde, J.C. Rubio. A.E. Correia, A.M. Abrão, J.P. Davim. Delamination analysis in in high speed drilling of carbon fiber reinforced plastics (CFRP) using artificial neural network model. *Mater. Design.* (2008);**29**:1768–1776.
- [Kar-12a] Y. Karpas, O. Bahtiyar, B. Deger. Mechanistic force modeling for milling of unidirectional carbon fiber reinforced polymer laminates. *Int. J. Mach. Tool. Manu.* (2012);**56**:79–93.
- [Kar-12b] Y. Karpas, O. Bahtiyar, B. Deger. Milling force modelling of multidirectional carbon fiber reinforced polymer laminates. *Procedia CIRP* (2012);**1**:460–465.
- [Kar-13] Y. Karpas, N. Polat. Mechanistic force modeling for milling for carbon fiber reinforced polymers with double helix tools, *CIRP Ann.–Manuf. Techn.* (2013);**62**:95–98.
- [Kha-04] U.A. Khashaba. Delamination in drilling GFR-thermoset composites. *Compos. Struct.* (2004);**63**:313–327.
- [Kha-10a] U.A. Khashaba, I.A. El.Sonbaty, A.I. Selmy, A.A. Megahed. Machinability analysis in drilling woven GFR/epoxy composites. Part I: Effect of machining parameters. *Compos. Part A–Appl. Sci.* (2010);**41**:391–400.
- [Kha-10b] U.A. Khashaba, I.A. El.Sonbaty, A.I. Selmy, A.A. Megahed. Machinability analysis in drilling woven GFR/epoxy composites. Part II: Effect of drill wear. *Compos. Part A–Appl. Sci.* (2010);**41**:1130–1137.
- [Kha-13] M.K.N. Khairussima, C.H.C. Hassan, A.G. Jaharah, A.K.M. Amin, A.H.M. Idriss. Effect of chilled air on tool wear and workpiece quality during milling of carbon fibre-reinforced plastic. *Wear* (2013);**302**:1113–1123.
- [Kim-92] K.S. Kim, D.G. Lee, Y.K. Kwak, S. Namgung. Machinability of carbon fiber-epoxy composite materials in turning. *J. Mater. Process. Technol.* (1992);**32**:553–570.
- [Kin-10] M.V. Kini, A.M. Chincholkar. Effect of machining parameters on surface roughness and material removal rate in finish turning of $\pm 30^\circ$ glass fibre reinforced polymer pipes. *Mater. Design.* (2010);**30**:3590–3598.
- [Kli-11] O. Klinkova, J. Rech, S. Drapier, J.M. Bergheau. Characterization of friction properties at the workmaterial/cutting tool interface during the machining of randomly structured carbon fibers reinforced polymer with tools under dry conditions. *Tribol. Int.* (2011);**44**:2050–2058.
- [Kön-85] W. König, C. Wulf, P. Grab, H. Willerscheid. Machining of fibre reinforced palstics. *CIRP Ann.–Manuf. Techn.* (1985);**34**:537–548.
- [Kop-80] A. Koplev. Cutting of CFRP with single edge tools. In: *International Conference on Composite Materials*, Paris–France, 1980, p. 1597–1605.
- [Kop-83] A. Koplev A. Lystrup, T. Vorm. The cutting process, chips, and cutting forces in machining CFRP. *Composites* (1983);**14**:371–376.
- [Lac-01] F. Lachaud, R. Piquet, F. Collombet, L. Surcin. Drilling of composite structures. *Compos. Struct.* (2001);**52**:511–516.

- [Lad-92] P. Ladeveze, E. Dantec. Damage modelling of the elementary ply for laminated composites. *Compos. Sci. Technol.* (1992);**43**:257–267.
- [Laf-10] M.J. Laffan, S.T. Pinho, P. Robinson, L. Iannucci. Measurement of the in situ ply fracture toughness associated with mode I fibre tensile failure in FRP. Part I: Data reduction. *Compos. Sci. Technol.* (2010);**70**:606–613.
- [Laf-11] M.J. Laffan, S.T. Pinho, P. Robinson, A.J. McMillan. Translaminar fracture toughness: The critical notch tip radius of 0° plies in CFRP. *Compos. Sci. Technol.* (2011);**72**:97–102.
- [Las-09] L. Lasri, M. Nouari, M. El Mansori. Modelling of chip separation in machining unidirectional FRP composites by stiffness degradation concept. *Compos. Sci. Technol.* (2009);**69**:684–692.
- [Laz-11] M.B. Lazar, P. Xirouchakis. Experimental analysis of drilling fiber reinforced composites. *Int. J. Mach. Tool. Manu.* (2011);**51**:937–946.
- [Lek-77] S.G. Lekhnitskii. Theory of elasticity of an anisotropic body. MIR Publishers: Moscow, 1977 (English translation, 1980).
- [Lin-82] G.C.I. Lin, P. Mathex, P.L.B. Oxley, A.R. Weston. Predicting cutting forces for oblique machining condition. *Proc. Inst. Mech. Eng.* (1982);**196**:141–148.
- [Lin-96] S.C. Lin, I.K. Chen. Drilling carbon fiber-reinforced composite material at high speed, *Wear.* (1996);**194**:156–162.
- [Lin-03] Z. Linbo, W. Lijiang, W. Xin. Study on vibration drilling of fiber reinforced plastics with hyprid variation parameters method. *Compos. Part A–Appl. Sci.* (2003);**34**:237–244.
- [Low-96] A. Lowe. Transverse compressive testing of T300/914. *J. Mater. Sci.* (1996);**31**:1005–1011.
- [Mab-08] T. Mabrouki, F. Girardin, M. Asad, J.F. Rigal. Numerical and experimental study of dry cutting for an aeronautic aluminium alloy (A2024-T351). *Int. J. Mach. Tool. Manu.* (2008);**48**:1187–1197.
- [Mah-01] M. Mahdi, L. Zhang. A finite element model for the orthogonal cutting of fiber-reinforced composite materials. *Finite Elem. Anal. Des.* (2001);**113**:373–377.
- [Mat-95] A. Matzenmiller, J. Lubliner, R.L. Taylor. A constitutive model for anisotropic damage in fiber-composites. *Mech. Mater.* (1995);**20**:125–152.
- [Mat-99] J. Mathew, N. Ramakrishnan, N.K. Naik. Investigations into the effect of geometry of trepanning tool on thrust and torque during drilling of GFRP composites. *J. Mater. Process. Technol.* (1999);**91**:1–11.
- [May-12] M. May, S. Kilchert, S. Hiermaier. 3D modeling of fracture in brittle isotropic materials using a novel algorithm for the determination of the fracture plane orientation and crack surface area. *Finite Elem. Anal. Des.* (2012);**56**:32–40.
- [Mer-45a] M.E. Merchant. Mechanics of the metal cutting process. Part I: Orthogonal cutting and a type 2 chip, *J. Appl. Phys.* (1945);**16**:267–275.
- [Mer-45b] M. E. Merchant, Mechanics of the metal cutting process. Part II: Plasticity conditions in orthogonal cutting, *J. Appl. Phys.* (1945);**16**:318–324.
- [Meu-98] P.F.M. Meurs, B.A.G. Schrauwen, P.J.G. Schreurs, T. Peijs. Determination of interfacial normal strength using single fiber model composites, *Compos. Part A–Appl. Sci.* (1998);**29**:1027–1034.

- [Mis-10] R. Mishra, J. Malik, I. Singh, J.P. Davim. Neural network approach for estimating the residual tensile strength after drilling in uni-directional glass fiber reinforced plastic laminates. *Mater. Design.* (2010);**31**:2790–2795.
- [Mka-08] A. Mkaddem, I. Demirci, M. El Mansori. A micro-macro combined approach using FEM for modeling machining of FRP composites: cutting forces analysis. *Compos. Sci. Technol.* (2008);**68**:3123–3127.
- [Mka-09] A. Mkaddem, M. El Mansori. Finite element analysis when machining UGF-reinforced PMCs plates: chip formation, crack propagation and induced damage. *Mater. Design.* (2009);**30**:3295–3302.
- [Mka-10] A. Mkaddem, M. El Mansori. Friction model for intermediate orientation and density of fibres in dry cutting of composites. In: ASME (Eds), *10th Conference on Engineering Systems Design and Analysis (ESDA)*, Istanbul–Turkey, 2010, p. 461-467.
- [Moh-05] N.S. Mohan, A. Ramachandra, S.M. Kulkarni. Influence of process parameters on cutting force and torque during drilling of glass-fiber polyester reinforced composites. *Compos. Struct.* (2005);**71**:407–413.
- [Moh-07] N.S. Mohan, S.M. Kulkarni, A. Ramachandra. Delamination analysis in drilling process of glass fiber reinforced plastic (GFRP) composite materials. *J. Mater. Process. Technol.* (2007);**186**:265–271.
- [Mon-10] A. Mondelin, B. Furet, J. Rech. Characterization of friction properties between a laminated carbon fibres reinforced polymer and a monocrystalline diamond under dry or lubricated conditions. *Tribol. Int.* (2010);**43**:1665–1673.
- [Nay-05a] D. Nayak, N. Bhatnagar, P. Mahajan. Machining studies of Uni-Directional glass fiber reinforced plastic (UD-GFRP) composites. Part 1: Effect of geometrical and process parameters. *Mach. Sci. Technol.* (2005);**9**:481–501.
- [Nay-05b] D. Nayak, N. Bhatnagar, P. Mahajan. Machining studies of UD-FRP composites Part 2: Finite element analysis. *Mach. Sci. Technol.* (2005);**9**:503–528.
- [Oli-89] J. Oliver. Consistent characteristic length for smeared cracking model. *Int. J. Num. Meth. Eng.* (1989);**28**:461–474.
- [Pal-07] K. Palanikumar. Modeling and analysis for surface roughness in machining glass fibre reinforced plastics using response surface methodology. *Mater. Design.* (2007);**28**:2611–2618.
- [Pal-08] K. Palanikumar, F. Mata, J.P. Davim. Analysis of surface roughness parameters in turning of FRP tubes by PCD tool. *J. Mater. Process. Technol.* (2008);**204**:469–474.
- [Pin-06a] S.T. Pinho, L. Iannucci, P. Robinson. Physically-based failure models and criteria for laminated fibre-reinforced composites with emphasis on fibre kinking. Part I: Development. *Compos. Part A–Appl. Sci.* (2006);**37**:63–73.
- [Pin-06b] S.T. Pinho, L. Iannucci, P. Robinson. Physically based failure models and criteria for laminated fibre-reinforced composites with emphasis on fibre kinking. Part II: FE implementation. *Compos. Part A–Appl. Sci.* (2006);**37**:766–777.
- [Pin-06c] S.T. Pinho, P. Robinson, L. Iannucci. Fracture toughness of the tensile and compressive fibre failure modes in laminated composites. *Compos. Sci. Technol.* (2006);**66**:2069–2079.
- [Piq-00] R. Piquet, B. Ferret, F. Iachaud, P. Swider. Experimental analysis of drilling damage in thin carbon/epoxy plate using special drills. *Compos. Part A–Appl. Sci.* (2000);**31**:1107–1115.

- [Puc-98] A. Puck, H. Schürmann. Failure analysis of FRP laminates by means of physically based phenomenological models. *Compos. Sci. Technol.* (1998);**58**:1045–1067.
- [Puc-02] A. Puck, H. Schürmann. Failure analysis of FRP laminates by means of physically based phenomenological models, *Compos. Sci. Technol.* (2002);**62**:1633–1662.
- [Puw-93] H.Y. Puw, H. Hocheng. Milling force prediction for fiber reinforced thermoplastics. *ASME-Mater Div.* (1993);**45**:73–88.
- [Pwu-98] H.Y. Pwu, H. Hocheng. Chip formation model of cutting fiber-reinforced plastics perpendicular to fiber axis. *J. Manuf. Sci. E.-T ASME* (1998);**120**:192–196.
- [Rab-69] Y.N. Rabotnov. Creep rupture. *Springer*: Germany, 1969.
- [Rah-99] M. Rahman, S. Ramakrishna, J.R.S. Prakash, D.C.G. Tan. Machinability study of carbon fiber reinforced composite. *J. Mater. Process. Technol.* (1999);**89–90**:292–297.
- [Rai-12] L. Raimondo, L. Iannucci, P. Robinson, P.T. Curtis. A progressive failure model for mesh-size-independent FE analysis of composite laminates subject to low-velocity impact damage. *Compos. Sci. Technol.* (2012);**72**:624–632.
- [Ram-98] M.V. Ramesh, K.N. Seetharamu, N. Ganesan, M.S. Sivakumar. Analysis of machining of FRPs using FEM. *Int. J. Mach. Tool. Manu.* (1998);**38**:1531–1549.
- [Ram-04] J. Ramkumar, S.K. Malhorta, R. Krishnamurthy. Effect of workpiece vibration on drilling of GFRP laminates. *J. Mater. Process. Technol.* (2004);**152**:329–332.
- [Rao-07a] G.V.G. Rao, P. Mahajan, N. Bhatnagar. Micro-mechanical modeling of machining of FRP composites – Cutting force analysis. *Compos. Sci. Technol.* (2007);**67**:579–593.
- [Rao-07b] G.V.G. Rao, P. Mahajan, N. Bhatnagar. Machining of UD-GFRP composites chip formation mechanism. *Compos. Sci. Technol.* (2007);**67**:2271–2281.
- [Rao-08] G.V.G. Rao, P. Mahajan, N. Bhatnagar. Three-dimensional macro-mechanical finite element model for machining of unidirectional-fiber reinforced polymer composites, Vol. *Mater. Sci. Eng.-A Struct.* (2008);**498**:142–149.
- [Raw-09] S. Rawat, H. Attia. Wear mechanisms and tool life management of WC-Co drills during dry high speed drilling of woven carbon fibre composites; *Wear* (2009);**267**:1022–1030.
- [Ren-11] R. Rentsch, P. Pecat, E. Brinksmeier. Macro and micro process modeling of the cutting of carbon fiber reinforced plastics using FEM. *Procedia Eng.* (2011);**10**:1823–1828.
- [Rub-08] J.C. Rubio, A.M. Abrão, P.E. Faria, A.E. Correia, J.P. Davim. Effects of high speed in the drilling of glass fibre reinforced plastic: Evaluation of the delamination factor. *Int. J. Mach. Tool. Manu.* (2008);**48**:715–720.
- [Sak-83] K. Sakuma, M. Seto. Tool wear in cutting glass-fiber-reinforced plastics: The relation between fiber orientation and tool wear. *Bull. JSME* (1983);**26**:1420–1427.
- [San-10] C. Santiuste, X. Soldani, M.H. Miguélez. Machining FEM model of long fiber composites for aeronautical components. *Compos. Struct.* (2010);**92**:691–698.
- [San-11] C. Santiuste, H. Miguélez, X. Soldani. Out-of-plane failure mechanisms in LFRP composite cutting. *Compos. Struct.* (2011);**93**:2706–2713.
- [San-88] G. Santhanakrishnan, R. Krishnamurthy, S.K. Malhorta. Machinability Characteristics of fibre reinforced plastics composites. *J. Mech. Work. Technol.* (1988);**17**:195–204.

- [San-89] G. Santhanakrishnan, R. Krishnamurthy, S.K. Malhorta. High Speed Steel tool wear studies in machining of glass-fibre-reinforced plastics. *Wear* (1989);**132**:327–336.
- [San-92] G. Santhanakrishnan, R. Krishnamurthy, S.K. Malhorta. Investigation into the machining of carbon-fibre-reinforced plastics with cemented carbides. *J. Mater. Process. Technol.* (1992);**30**:263–275.
- [Sar-06] R.Q. Sardiñas, P. Reis, J.P. Davim. Multi-objective optimization of cutting parameters for drilling laminate composite materials by using genetic algorithms. *Compos. Sci. Technol.* (2006);**66**:3083–3088.
- [Sch-09] T.L. Schmitz, K.S. Smith. Machining dynamics. *Springer*: USA, 2009.
- [Sch-11] V. Schulze, C. Becke, K. Weidenmann, S. Dietrich. Machining strategies for hole making in composites with minimal workpiece damage by directing the process forces inwards. *J. Mater. Process. Technol.* (2011);**211**:329–338.
- [She-07] J. Sheikh-Ahmad, J. Twomey, D. Kalla, P. Lodhia. Multiple regression and committee neural network force prediction models in milling FRP. *Mach. Sci. Technol.* (2007);**11**:391–412.
- [Sen-03] K.A. Senthil, D.A. Raja, T. Sornakumar. Machinability of hardened steel using alumina based ceramic cutting tools. *Int. J. Refract. Met. Hard. Mater.* (2003);**21**:109–117.
- [Sho-11] M.M. Shokrieh, M.J. Omid. Investigating the transverse behavior of Glass-Epoxy composites under intermediate strain rates. *Compos. Struct.* (2011);**93**:690–696.
- [Shy-09] I. Shyha, D.K. Aspinwall, S.L. Soo, S. Bradley. Drill geometry and operating effects when cutting small diameter holes in CFRP. *Int. J. Mach. Tool. Manu.* (2009);**49**:1008–1014.
- [Shy-10] I. Shyha, S.L. Soo, D. Aspinwall, S. Bradley. Effect of laminate configuration and feed rate on cutting performance when drilling holes in carbon fibre reinforced plastic composites. *J. Mater. Process. Technol.* (2010);**210**:1023–1034.
- [Sin-08] I. Singh, N. Bhatnagar, P. Viswanath. Drilling of unidirectional glass fiber reinforced plastics: Experimental and finite element study. *Mater. Design.* (2008);**29**:546–553.
- [Sol-11] X. Soldani, C. Santiuste, A.M. Sanchez, M. Miguélez. Influence of tool geometry and numerical parameters when modeling orthogonal cutting of LFRP composites. *Compos. Part A-Appl. Sci.* (2011);**42**:1205–1216.
- [Son-04] I. El-Sonbaty, U.A. Khashaba, T. Machaly. Factors affecting the machinability of GFR/epoxy composites. *Compos. Struct.* (2004);**63**:329–338.
- [Sre-00] P.S. Sreejith, R. Krishnamurthy, S.K. Malhorta, K. Narayanasamy. Evaluation of PCD tool performance during machining of carbon/phenolic ablative composites. *J. Mater. Process. Technol.* (2000);**104**:53–85.
- [Sre-13] R. Sreenivasulu. Optimization of surface roughness and delamination damage of GFRP composite material in end milling using Taguchi design Method and artificial neural network. *Procedia Eng.* (2013);**64**:785–794.
- [Sto-96] R. Stone, K. Krishnamurthy. A neural network thrust force controller to minimize delamination during drilling of graphite-epoxy laminates. *Int. J. Mach. Tool. Manu.* (1996);**36**:985–1003.
- [Tak-88] H. Takeyama, N. Lijima. Machinability of glass fiber reinforced plastics and application of ultrasonic machining. *CIRP Ann.-Manuf. Techn.* (1988);**37**:93–96.
- [Tsa-80] S.W. Tsai, H.T. Hahn. Introduction to composite materials. *Technomic*: USA, 1980.

- [Tsa-03] C.C. Tsao, H. Hocheng. The effect of chisel length and associated pilot hole on delamination when drilling composite materials. *Int. J. Mach. Tool. Manu.* (2003);**43**:1087–1092.
- [Tsa-04] C.C. Tsao, H. Hocheng. Taguchi analysis of delamination associated with various drill bits in drilling of composite material. *Int. J. Mach. Tool. Manu.* (2004);**44**:1085–1090.
- [Tsa-05a] C.C. Tsao, H. Hocheng. Effect of eccentricity of twist drill and candle stick drill on delamination in drilling composite materials. *Int. J. Mach. Tool. Manu.* (2005);**45**:125–130.
- [Tsa-05b] C.C. Tsao, H. Hocheng. Computerized tomography and C-Scan of measuring delamination in the drilling of composite materials using various drills. *Int. J. Mach. Tool. Manu.* (2005);**45**:1282–1287.
- [Tsa-07a] C.C. Tsao, H. Hocheng. Effect of tool wear on delamination in drilling composite materials. *Int. J. Mech. Sci.* (2007);**49**:983–988.
- [Tsa-07b] C.C. Tsao, H. Hocheng. Parametric study on thrust force of core drill. *J. Mater. Process. Technol.* (2007);**192–193**:37–40.
- [Tsa-08] C.C. Tsao. Experimental study of drilling composite materials with step-core drill. *Mater. Design.* (2008);**29**:1740–1744.
- [Vaz-92] R. Vaziri, M.D. Olson, D.L. Anderson. Finite element analysis of fibrous composite structures: a plasticity approach. *Comput. Struct.* (1992);**44**:103–116
- [Vel-05] A. Velayudham, R. Krishnamurthy, T. Soundarapandian. Evaluation of drilling characteristics of high volume fraction fibre glass reinforced polymeric composite. *Int. J. Mach. Tool. Manu.* (2005);**45**:399–406.
- [Vel-07] A. Velayudham, R. Krishnamurthy. Effect of point geometry and their influence on thrust delamination in drilling of polymeric composites. *J. Mater. Process. Technol.* (2007);**185**:204–209.
- [Voy-99] G.Z. Voyiadjis, P.I. Kattan. *Advances in damage mechanics: Metals and metals matrix composites.* Elsevier: UK, 1999.
- [Wan-95] D.H. Wang, M. Ramulu, D. Arola. Orthogonal cutting of Graphite/Epoxy composite: Part I: Uni-directional laminate. *Int. J. Mach. Tool. Manu.* (1995);**35**:1623–1638.
- [Wan-00] X.M. Wang, L.C. Zhang. Machining damage in unidirectional fibre-reinforced plastics, In: J. Wang, W. Scott and L. Zhang (Eds), *Abrasive Technology: Current development and Applications I: Third International Conference on Abrasive Technology*, Brisbane–Australia, 1999, p. 429–436.
- [Wan-03] W.M. Wang, L.C. Zhang. An experimental investigation into the orthogonal cutting of unidirectional fibre reinforced plastics. *Int. J. Mach. Tool. Manu.* (2003);**43**:1015–1022.
- [Wan-04] X. Wang, L.J. Wang, J.O. Tao. Investigation on thrust in vibration drilling of fiber-reinforced plastics. *J. Mater. Process. Technol.* (2004);**148**:239–244.
- [Wei-08] J. Wiegand, N. Petrinic, B. Elliott. An algorithm for determination of the fracture angle for the three-dimensional Puck matrix failure criterion for UD composites. *Compos. Sci. Technol.* (2008);**68**:2511–2517.
- [Yas-13] T. Yashiro, T. Ogawa, H. Sasahara. Temperature measurement of cutting tool and machined surface layer in milling of CFRP. *Int. J. Mach. Tool. Manu.* (2013);**70**:63–69.

- [Zem-07] F. Zemzemi,. Caractérisation de modèle de frottement aux interfaces pièce-outil en usinage : Application au cas de l'usinage des aciers et de l'Inconel 718. *Thèse de doctorat* : Ecole Centrale de Lyon, 2007.
- [Zem-09] F. Zemzemi, J. Rech, W. Ben Salem, A. Dogui, P. Kapsa. Identification of a friction model at tool/chip/workpiece interfaces in dry machining of AISI4142 treated steels. *J. Mater. Process. Technol.* (2009);**209**:3978–3990.
- [Zha-01] L. Zhang, H. Zhang, X. Wang. A force prediction model for cutting unidirectional fibre-reinforced plastics. *Mach. Sci. Technol.* (2001);**5**:293–305.
- [Zha-11] Y.C. Zhang, T. Mabrouki, D. Nelias, Y.D. Gong. Chip formation in orthogonal cutting considering interface limiting shear stress and damage evolution based on fracture energy approach. *Finite Elem. Anal. Des.* (2011);**47**:850-863.
- [Zit-05] R. Zitoune, F. Collombet, F. Lachaud, R. Piquet, R. Pasquet. Experiment–calculation compariason of the cutting conditions representative of the long fiber composite drilling phase. *Compos. Sci. Technol.* (2005);**65**:455–466.
- [Zit-07] R. Zitoune, F. Collombet. Numerical prediction of the thrust force responsible of delamination during drilling of the long-fibre composite structures. *Compos. Part A–Appl. Sci.* (2007);**38**:858–866.

APPROCHE NUMERIQUE POUR LA COMPREHENSION DES EFFETS DE FROTTEMENT LORS DE LA COUPE DES COMPOSITES CMP

RESUME : Depuis des décennies, le processus d'enlèvement de matière des composites à matrices polymères (CMP) ne cesse de susciter des interrogations. La complexité et la multitude des phénomènes physiques activés par la coupe constituent encore un défi d'actualité pour la compréhension et la maîtrise du comportement des structures composites. Ce travail propose une analyse multiéchelle fine des phénomènes élémentaires émanant du comportement de chacune des phases constituantes du matériau afin de modéliser leurs couplages multiphysiques conduisant à la formation du copeau. L'étude est alors hybride conjuguant l'approche expérimentale exprimée par l'essai instrumenté et l'approche numérique exprimée par la modélisation par éléments finis (EF). La formulation du couplage multiphysique a fait l'objet d'une routine VUMAT alliant la mécanique de l'endommagement continu à la mécanique de la rupture par le biais du triptyque élasticité-endommagement-rupture. A la différence des approches binaires de la littérature, le modèle développé dans ce travail s'appuie sur un concept d'endommagement progressif pour prédire la rupture physique des phases, et par conséquent, la formation du copeau. Les mécanismes d'initiation et de propagation de la fissure sont pilotés par les énergies de rupture des phases identifiées selon les normes en vigueur. La gestion du contact par une routine VFRIC a permis d'assurer la synergie entre les propriétés locales de l'interface et les frottements générés. Les calculs ont démontré la pertinence du modèle tridimensionnel proposé dans la simulation des mécanismes de formation du copeau sensiblement à l'orientation et la nature des fibres. La bonne concordance entre les mesures et les prédictions d'efforts de coupe a mis en évidence l'intérêt d'un pilotage rigoureux du contact outil-pièce pour la simulation multiphysique de la coupe.

Mots clés : CMP, coupe orthogonale, analyse multiéchelle, couplage multiphysique, simulation EF, frottement, usure, endommagement, énergies de rupture.

NUMERICAL MODELING TO INVESTIGATE THE FRICTION EFFECTS WHEN CUTTING FRP COMPOSITES

ABSTRACT : Since several decades, the material removal process of Fiber Reinforced Polymers (FRP) continues to raise technical and scientific queries. The understanding of the multiple and complex phenomena involved during cutting operations is still a challenging task. This study addresses a multiscale analysis of elementary phenomena associated to each of the composite constituents in order to model the chip formation mechanisms owing to the multiphysical coupling. An investigation combining the experimental approach using an instrumented test and numerical approach via the finite element method (FEM) was hence conducted. A VUMAT subroutine was built to express the constitutive formulation coupling the continuum damage mechanics to the failure mechanics by means of the triptych elasticity-damage-failure. Unlike the binary approaches usually used by the open literature, the proposed model is based on the progressive damage concept to predict the physical failure leading to the chip formation. The crack initiation and growth mechanisms are controlled by the failure energies determined experimentally for each material phase. The efficiency of the VFRIC subroutine to manage the contact properties, i.e. friction, at the tool-material interface was confirmed. The numerical results proved the reliability of the model to simulate the chip formation mechanisms with respect to fiber orientation. The good agreement between the measured and predicted forces proved the interest of the rigorous modeling of the tool-material interface.

Keywords : FRP, orthogonal cutting, multiscale analysis, multiphysical modeling, FE simulation, friction, wear, damage, failure energies.

